

日 本 国 特 許 庁  
JAPAN PATENT OFFICE

J1046 U.S. PTO  
10/079292  
02/20/02

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office

出 願 年 月 日

Date of Application:

2001年 3月22日

出 願 番 号

Application Number:

特願2001-081820

出 願 人

Applicant(s):

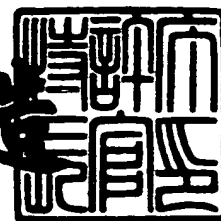
アルプス電気株式会社

CERTIFIED COPY OF  
PRIORITY DOCUMENT

2001年10月26日

特許庁長官  
Commissioner,  
Japan Patent Office

及川耕造



出証番号 出証特2001-3094279

【書類名】 特許願

【整理番号】 001308AL

【提出日】 平成13年 3月22日

【あて先】 特許庁長官殿

【国際特許分類】 H01L 43/00  
G11B 5/39

【発明の名称】 交換結合膜及び前記交換結合膜を用いた磁気検出素子

【請求項の数】 28

【発明者】  
【住所又は居所】 東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社  
社内  
【氏名】 長谷川 直也

【発明者】  
【住所又は居所】 東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社  
社内  
【氏名】 斎藤 正路

【特許出願人】  
【識別番号】 000010098  
【氏名又は名称】 アルプス電気株式会社  
【代表者】 片岡 政隆

【代理人】  
【識別番号】 100085453  
【弁理士】  
【氏名又は名称】 野▲崎▼ 照夫

【手数料の表示】  
【予納台帳番号】 041070  
【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】  
【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1  
【物件名】 要約書 1  
【ブルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 交換結合膜及び前記交換結合膜を用いた磁気検出素子

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 下から非磁性材料あるいは一部が強磁性材料で形成されたシードレイヤ、反強磁性層、強磁性層の順に積層され、前記反強磁性層と強磁性層との界面で交換結合磁界が発生することで、前記強磁性層の磁化方向が一定方向にされる交換結合膜において、

前記シードレイヤは元素 $\alpha$  (Fe、Ni、Coのうちいずれか1種または2種以上)とCrを含有し、

前記Crの組成比は、35at%以上で60at%以下であり、前記シードレイヤの膜厚は、10Å以上で200Å以下であり、

前記シードレイヤの結晶構造は面心立方構造であることを特徴とする交換結合膜。

【請求項 2】 前記Crの組成比は、40at%以上で60at%以下であり、前記シードレイヤの膜厚は、10Å以上で170Å以下である請求項1記載の交換結合膜。

【請求項 3】 前記Crの組成比は、45at%以上で60at%以下であり、前記シードレイヤの膜厚は、10Å以上で130Å以下である請求項1記載の交換結合膜。

【請求項 4】 前記Crの組成比は、40at%以上で50at%以下であり、前記シードレイヤの膜厚は、10Å以上で170Å以下である請求項1記載の交換結合膜。

【請求項 5】 前記Crの組成比は、45at%以上で55at%以下であり、前記シードレイヤの膜厚は、10Å以上で130Å以下である請求項1記載の交換結合膜。

【請求項 6】 前記シードレイヤの膜厚は、80Å以下である請求項1ないし5のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項 7】 前記シードレイヤの膜厚は、60Å以下である請求項1ないし5のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項 8】 前記シードレイヤはNiFeCr合金あるいはNiCr合金で形成される請求項 1 ないし 7 のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項 9】 前記シードレイヤの組成式は  $(\text{Ni}_{100-X}\text{Fe}_X) - \text{Cr}$  で示され、原子比率 X は、 $0 \leq X \leq 0.7$  である請求項 8 記載の交換結合膜。

【請求項 10】 前記原子比率 X は、 $0 \leq X \leq 0.5$  である請求項 9 記載の交換結合膜。

【請求項 11】 前記原子比率 X は、 $0 \leq X \leq 0.3$  である請求項 9 記載の交換結合膜。

【請求項 12】 前記シードレイヤの下には、Ta, Hf, Nb, Zr, Ti, Mo, W のうち少なくとも 1 種以上の元素で形成された下地層が形成されている請求項 1 ないし 11 のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項 13】 前記シードレイヤはスパッタ成膜される請求項 1 ないし 12 のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項 14】 前記シードレイヤ上の各層に形成された結晶粒の膜面と平行な方向における平均結晶粒径は、100 Å 以上である請求項 1 ないし 13 のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項 15】 前記平均結晶粒径は、150 Å 以上である請求項 14 記載の交換結合膜。

【請求項 16】 前記平均結晶粒径は、170 Å 以上である請求項 14 記載の交換結合膜。

【請求項 17】 前記交換結合膜を膜厚方向と平行に切断したときに切断面に現われる前記反強磁性層に形成された結晶粒界と、強磁性層に形成された結晶粒界とが、前記反強磁性層と強磁性層との界面の少なくとも一部で不連続である請求項 1 ないし 16 のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項 18】 前記交換結合膜を膜厚方向と平行に切断したときに切断面に現われる前記反強磁性層に形成された結晶粒界と、シードレイヤに形成された結晶粒界とが、前記反強磁性層とシードレイヤとの界面の少なくとも一部で不連続である請求項 1 ないし 17 のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項 19】 前記反強磁性層と強磁性層の界面と平行な結晶面は、互い

に、代表的に { 1 1 1 } 面として表される等価な結晶面が優先配向し、前記結晶面内に存在する、同じ等価な結晶軸の少なくとも一部が、前記反強磁性層及び強磁性層とで互いに異なる方向を向いている請求項 1 ないし 1 8 のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項 2 0】 前記反強磁性層とシードレイヤの界面と平行な結晶面は、互いに代表的に { 1 1 1 } 面として表される等価な結晶面が優先配向し、前記結晶面内に存在する、同じ等価な結晶軸の少なくとも一部が、前記反強磁性層及びシードレイヤとで互いに異なる方向を向いている請求項 1 ないし 1 9 のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項 2 1】 前記反強磁性層は、元素 X（ただし X は、P t, P d, I r, R h, R u, O s のうち 1 種または 2 種以上の元素である）と M n とを含有する反強磁性材料で形成される請求項 1 ないし 2 0 のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項 2 2】 前記反強磁性層は、X - M n - X' 合金（ただし元素 X' は、N e, A r, K r, X e, B e, B, C, N, M g, A l, S i, P, T i, V, C r, F e, C o, N i, C u, Z n, G a, G e, Z r, N b, M o, A g, C d, I r, S n, H f, T a, W, R e, A u, P b、及び希土類元素のうち 1 種または 2 種以上の元素である）で形成されている請求項 1 ないし 2 0 のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項 2 3】 前記 X - M n - X' 合金は、元素 X と M n とで構成される空間格子の隙間に元素 X' が侵入した侵入型固溶体であり、あるいは、元素 X と M n とで構成される結晶格子の格子点の一部が、元素 X' に置換された置換型固溶体である請求項 2 2 記載の交換結合膜。

【請求項 2 4】 前記元素 X あるいは元素 X + X' の組成比は、4 5 ( a t % ) 以上 6 0 ( a t % ) 以下である請求項 2 1 ないし 2 3 のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項 2 5】 下からシードレイヤ、反強磁性層、固定磁性層、非磁性中間層、およびフリー磁性層の順に積層され、前記フリー磁性層の磁化が前記固定磁性層の磁化と交叉する方向に揃えられた磁気検出素子において、

前記シードレイヤ、反強磁性層及び固定磁性層が請求項 1 ないし 2 4 のいずれかに記載された交換結合膜により形成されていることを特徴とする磁気検出素子。

【請求項 2 6】 下から、シードレイヤ、反強磁性のエキスチェンジバイアス層、フリー磁性層、非磁性中間層、固定磁性層、および反強磁性層の順に積層され、前記フリー磁性層の磁化が前記固定磁性層の磁化と交叉する方向に揃えられた磁気検出素子において、

前記シードレイヤ、エキスチェンジバイアス層及びフリー磁性層が請求項 1 ないし 2 4 のいずれかに記載された交換結合膜により形成されていることを特徴とする磁気検出素子。

【請求項 2 7】 フリー磁性層の上下に積層された非磁性中間層と、一方の前記非磁性中間層の上および他方の非磁性中間層の下に位置する固定磁性層と、一方の前記固定磁性層の上および他方の固定磁性層の下に位置する反強磁性層とを有し、前記フリー磁性層よりも下側に形成された反強磁性層の下側にはシードレイヤが形成され、前記フリー磁性層の磁化が前記固定磁性層の磁化と交叉する方向に揃えられた磁気検出素子において、

前記シードレイヤ、その上に接合された反強磁性層及び固定磁性層が請求項 1 ないし 2 4 のいずれかに記載された交換結合膜により形成されていることを特徴とする磁気検出素子。

【請求項 2 8】 下から、シードレイヤ、反強磁性のエキスチェンジバイアス層、磁気抵抗層、非磁性層、および軟磁性層の順で積層された磁気検出素子において、

前記シードレイヤ、エキスチェンジバイアス層及び磁気抵抗層が請求項 1 ないし 2 4 のいずれかに記載された交換結合膜により形成されていることを特徴とする磁気検出素子。

【発明の詳細な説明】

【0 0 0 1】

【発明の属する技術分野】

本発明は、下からシードレイヤ、反強磁性層および強磁性層とから成り、前記

反強磁性層と強磁性層との界面にて発生する交換結合磁界により、前記強磁性層の磁化方向が一定の方向に固定される交換結合膜および前記交換結合膜を用いた磁気検出素子（スピンバルブ型薄膜素子、AMR素子など）に係り、特に今後の高記録密度化においても、従来に比べて適切に通電信頼性（耐エレクトロマイグレーション）の向上、抵抗変化率の向上などを図ることが可能な交換結合膜及び前記交換結合膜を用いた磁気検出素子に関する。

## 【 0 0 0 2 】

## 【従来の技術】

図 1 8 は従来におけるスピンバルブ型薄膜素子を記録媒体との対向面と平行な方向から切断した部分断面図である。

## 【 0 0 0 3 】

図 1 8 に示す符号 1 4 は、例えば NiFeCr で形成されたシードレイヤであり、前記シードレイヤ 1 4 の上に反強磁性層 3 0、固定磁性層 3 1、非磁性中間層 3 2、フリー磁性層 3 3 および保護層 7 が順次積層されている。

## 【 0 0 0 4 】

この種のスピンバルブ型薄膜素子では、熱処理によって前記反強磁性層 3 0 と固定磁性層 3 1 との界面で交換結合磁界が発生し、前記固定磁性層 3 1 の磁化はハイト方向（図示 Y 方向）に固定される。

## 【 0 0 0 5 】

図 1 8 では、前記シードレイヤ 1 4 から保護層 7 までの多層膜の両側にハードバイアス層 5 が形成され、前記ハードバイアス層 5 からの縦バイアス磁界により前記フリー磁性層 3 3 の磁化は、トラック幅方向（図示 X 方向）に揃えられる。

## 【 0 0 0 6 】

また図 1 8 に示すように前記ハードバイアス層 5 の上には重ねて電極層 8 が形成されている。前記電極層 8 からのセンス電流は、特に固定磁性層 3 1、非磁性中間層 3 2、およびフリー磁性層 3 3 の 3 層に流れればよいが、この形態では前記シードレイヤ 1 4 及び反強磁性層 3 0 にも分流する。

## 【 0 0 0 7 】

図 1 8 に示すスピンバルブ型薄膜素子では、前記反強磁性層 3 0 の下にシード



レイヤ 1 4 が形成されているが、前記シードレイヤ 1 4 を設けることで、前記シードレイヤ 1 4 上に形成された各層の  $[1\ 1\ 1]$  配向性は良好になり、また膜面方向（X-Y 面方向）への結晶粒径が大きくなると考えられ、耐エレクトロマイグレーションの向上に代表される通電信頼性の向上、抵抗変化率（ $\Delta R/R$ ）の向上やフリー磁性層 3 3 の軟磁気特性の向上が期待された。

## 【 0 0 0 8 】

前記シードレイヤ 1 4 上の各層の  $[1\ 1\ 1]$  配向性を良好にし、しかも膜面方向の結晶粒径を大きくするには、前記シードレイヤ 1 4 が面心立方構造（f c c 構造）であり且つ前記シードレイヤ 1 4 表面の濡れ性（w e t t a b i l i t y）を良好にする必要性があった。濡れ性が良いと前記シードレイヤ 1 4 上に反強磁性層 3 0 をスパッタ成膜するとき、前記反強磁性層 3 0 を構成する反強磁性材料の各原子が前記シードレイヤ 1 4 上で凝集しにくくなり、前記反強磁性層 3 0 の膜面方向の配向性を最稠密面となる  $[1\ 1\ 1]$  面により強く配向させることが可能になるのである。

## 【 0 0 0 9 】

前記濡れ性の向上には、シードレイヤ 1 4 に含まれる C r の組成比が多いほど好ましいと思われたが、前記 C r の組成比を多くしすぎるとシードレイヤ 1 4 の結晶構造に、面心立方構造（f c c 構造）の他に体心立方構造（b c c 構造）が混在し始め、これによって前記シードレイヤ 1 4 上の各層の  $[1\ 1\ 1]$  配向性が低下してしまい、通電信頼性の低下、抵抗変化率の低下などを招いた。

## 【 0 0 1 0 】

従来では、シードレイヤ 1 4 に含まれる C r 組成比を 3 5 a t % 以下から 4 0 a t % 以下にしておき、これにより前記シードレイヤ 1 4 の結晶構造を面心立方構造に保っていた。

## 【 0 0 1 1 】

## 【発明が解決しようとする課題】

しかし今後の高記録密度化に伴い、スピバルブ型薄膜素子の更なる小型化により、前記スピバルブ型薄膜素子に流れるセンス電流密度が大きくなり、これによってエレクトロマイグレーションの発生、さらには抵抗値の増大による抵抗

変化率の低下やノイズの発生等が問題となった。

【0012】

上記した問題を解決するには、シードレイヤ14表面の濡れ性の向上を図り、前記シードレイヤ14上の各層の[111]配向性をさらに良好にし、また膜面方向の結晶粒径を大きくして電気伝導性を向上させることが効果的であり、そのためには前記シードレイヤ14に含まれるCrの組成比を従来よりも多くする必要があったが、Crの組成比を35at%から40at%以上にすると、シードレイヤ14の結晶構造に、面心立方構造以外に体心立方構造（bcc構造）が混在してしまう。

【0013】

そしてシードレイヤ14に前記体心立方構造が混在することで、結局、前記シードレイヤ14上に積層される各層の[111]配向性の向上を図ることができず、また結晶粒径を大きくすることはできず、電気伝導性は低下してしまい、従来におけるシードレイヤ14では、今後の高記録密度化に対応可能なスピバルブ型薄膜素子を製造することはできなかった。

【0014】

そこで本発明は上記従来の課題を解決するためのものであり、特にシードレイヤの組成比や膜厚を適切に調整することで、前記シードレイヤの結晶構造を面心立方構造に保ちながら従来よりも濡れ性を向上させることができ、通電信頼性および抵抗変化率の向上などを図ることが可能な交換結合膜及び前記交換結合膜を用いた磁気検出素子を提供することを目的としている。

【0015】

【課題を解決するための手段】

本発明は、下から非磁性材料あるいは一部が強磁性材料で形成されたシードレイヤ、反強磁性層、強磁性層の順に積層され、前記反強磁性層と強磁性層との界面で交換結合磁界が発生することで、前記強磁性層の磁化方向が一定方向にされる交換結合膜において、

前記シードレイヤは元素 $\alpha$ （Fe、Ni、Coのうちいずれか1種または2種以上）とCrを含有し、

前記Crの組成比は、35at%以上で60at%以下であり、前記シードレイヤの膜厚は、10Å以上で200Å以下であり、

前記シードレイヤの結晶構造は面心立方構造であることを特徴とするものである。

#### 【0016】

本発明では、上記のようにシードレイヤに含まれるCr組成比は35at%以上で60at%以下と高くなっており、これにより前記シードレイヤ表面での濡れ性を従来よりも向上させることができる。

#### 【0017】

ここで濡れ性について説明する。濡れ性は表面エネルギーが増大し、表面活性となることで向上し、前記濡れ性の向上には、シードレイヤのCr組成比を大きくすることが重要である。またシードレイヤを形成する際の基板表面の温度や基板とターゲット間の距離、前記シードレイヤを形成する際のAr圧、スパッタ速度なども重要な要素である。

#### 【0018】

前記シードレイヤのCrの組成比が小さく、前記シードレイヤ表面の濡れ性が悪いと、図5に示すように前記シードレイヤ表面に飛来してきた各原子は、表面移動が不十分で凝集し核を形成しやすくなる。このような核が形成されているか否かは電子顕微鏡で調べることができる。

#### 【0019】

前記核を生じ、各原子がいわゆる島状構造で堆積していくと、前記シードレイヤの上にスパッタ成膜される反強磁性層の膜面と平行方向の配向性は、最稠密面である[111]配向になり難い。

#### 【0020】

一方、図6はシードレイヤのCr組成比が高く、前記シードレイヤ表面の濡れ性が良好な状態であり、図6では、前記シードレイヤ表面に飛来してきた各原子は表面移動が十分で凝集せず、かかる場合、前記シードレイヤの上にスパッタ成膜される反強磁性層の膜面と平行方向の配向性は、最稠密面である[111]配向になりやすい。

## 【 0 0 2 1 】

本発明では、前記シードレイヤ表面の濡れ性が良好であることで、前記シードレイヤ上に形成される各層の膜面と平行方向の配向性を、最稠密面となる $[111]$ 面により強く配向させることが可能である。

## 【 0 0 2 2 】

次に本発明では、前記シードレイヤの結晶構造は、面心立方構造（fcc構造）である。

## 【 0 0 2 3 】

図9は、NiFeCrの三元平衡状態図であり、この三元平衡状態図には各元素の組成比と前記NiFeCrの結晶構造との関係が示されている。図9に示すようにバルクの場合、Cr組成比の軸の40at%の位置から一点鎖線の境界が、Fe組成が多く、Ni組成が減少する方向に延びており、前記境界を境として、Cr組成比が小さい領域側では、前記NiFeCrの結晶構造は面心立方構造（fcc構造）になり、Cr組成比が大きい領域側では、前記NiFeCrの結晶構造に面心立方構造の他に、体心立方構造（bcc構造）が混在することがわかる。

## 【 0 0 2 4 】

ここで、NiとFeの原子比率が8：2であるとき、35at%のCr組成比を境にして、Cr組成比が35at%以下になるとNiFeCrの結晶構造は面心立方構造のみで構成され、Cr組成比が35at%以上になるとNiFeCrの組成比は面心立方構造と体心立方構造の混相で構成されることがわかる。

## 【 0 0 2 5 】

バルクの場合とスパッタ成膜された薄膜の場合とでは、厳密にはその状態は異なる。スパッタの場合は非平衡状態に近い場合があるのである。したがってバルクのある組成比において、面心立方構造以外に体心立方構造が混在しているからといって一概にスパッタ薄膜の場合もそうなるとは言えないが、一般的に既に知られているバルクのときの平衡状態図を基にしてスパッタ薄膜のときの組成比を調整するため、従来では、NiFeCrの組成比を35at%以下（特にNi：Fe原子比率を8：2としたとき）、あるいは40at%以下にして、結晶構造

に体心立方構造が混在しないようにしていたのである。

【0026】

これに対し、本発明ではCr組成比を35at%以上で60at%以下に大きくしており、バルクの平衡状態図（図9）からすれば明らかに結晶構造は面心立方構造と体心立方構造が混在する領域であるが、かかる場合においても本発明では、結晶構造を面心立方構造のみで構成することができる。その理由は、前記シードレイヤの膜厚と密接な関係がある。

【0027】

本発明では、前記シードレイヤの膜厚を、10Å以上で200Å以下の範囲内で調整している。前記シードレイヤを200Å以上にすると、Cr組成比を35at%にしても体心立方構造が混在し始めてしまう。しかし前記シードレイヤの膜厚を200Å以下にして、上記したCrの組成比を35at%から60at%の範囲内で調整すると、結晶構造を体心立方構造のみで構成することができるのである。

【0028】

これは前記シードレイヤの膜厚が薄いからであり、このように前記シードレイヤの膜厚を薄くすることで、非平衡状態であってもエネルギー的にはさほど高くないため、バルクの場合と同じような平衡状態にはなりにくく準安定状態になり、結晶構造を面心立方構造に適切に保つことが可能なのである。

【0029】

ただし後でグラフを参照しながら説明するが、Crの組成比が大きくなるほど、上記した準安定状態を得て結晶構造を面心立方構造のみで構成するには、前記シードレイヤの膜厚を薄くしていくことが必要である。

【0030】

また前記シードレイヤの膜厚を10Åより小さくしても、結晶構造を面心立方構造に保つことができるが、前記シードレイヤの[111]配向が不十分になり、前記シードレイヤ上に形成される各層の結晶配向を適切に[111]面配向させることができなくなる。そこで本発明では前記シードレイヤの膜厚の下限値を10Åとしている。

## 【0031】

以上のように本発明では、前記シードレイヤのCr組成比を35at%以上で60at%以下とすることで、前記シードレイヤ表面の濡れ性は従来よりも向上し、しかも膜厚を10Å以上で200Å以下の範囲内で調整することで、前記シードレイヤの結晶構造を面心立方構造のみで構成できるため、従来に比べて前記シードレイヤ上に積層される各層の膜面と平行方向の配向性を良好に[111]配向させることができると共に、膜面と平行な方向への結晶粒径を大きくすることができる。

## 【0032】

前記結晶粒径が大きくなることで抵抗値は低下し、これによりジュール熱を低下させることができる。また最稠密面である[111]面が膜面と平行な方向に優先配向することで、各層の層間で拡散が生じ難くなる。このような作用により耐エレクトロマイグレーションを向上させることができ、通電信頼性を従来よりも向上させることができる。

## 【0033】

また抵抗値が低下することで電気伝導性が良好になり、後述する磁気検出素子においては抵抗変化率( $\Delta R/R$ )や導電率の変化量( $\Delta G$ )、フリー磁性層の軟磁気特性を従来よりも向上させることができる。またサーマルノイズの低下を図ることができる。

## 【0034】

また本発明では、前記Crの組成比は、40at%以上で60at%以下であり、前記シードレイヤの膜厚は、10Å以上で170Å以下であることが好ましい。

## 【0035】

また本発明では、前記Crの組成比は、45at%以上で60at%以下であり、前記シードレイヤの膜厚は、10Å以上で130Å以下であることが好ましい。

## 【0036】

また本発明では、前記Crの組成比は、40at%以上で50at%以下であ

り、前記シードレイヤの膜厚は、 $10\text{ \AA}$ 以上で $170\text{ \AA}$ 以下であることがより好ましい。

【0037】

さらには本発明では、前記Crの組成比は、 $45\text{ at\%}$ 以上で $55\text{ at\%}$ 以下であり、前記シードレイヤの膜厚は、 $10\text{ \AA}$ 以上で $130\text{ \AA}$ 以下であることがより好ましい。

【0038】

上記のCr組成比及び膜厚であれば、後述する実験で示すように、抵抗変化率( $\Delta R/R$ )をさらに向上させ、導電率の変化量( $\Delta G$ )をさらに向上させ、平均結晶粒径をさらに大きくでき、また耐熱温度の向上をさらに向上させることができることがわかった。

【0039】

なおそれぞれの好ましいCr組成比において、膜厚を上記の範囲内で適切に調整することで、結晶構造を面心立方構造のみで構成できる。

【0040】

なお前記シードレイヤの膜厚は、 $80\text{ \AA}$ 以下であることがより好ましい。

また本発明では、前記シードレイヤの膜厚は、 $60\text{ \AA}$ 以下であることがさらに好ましい。

【0041】

膜厚を $80\text{ \AA}$ 以下、さらには $60\text{ \AA}$ 以下にすることで、確実に結晶構造を面心立方構造のみで構成することができると共に、センス電流の分流ロスをより適切に低減させることができる。

【0042】

また本発明では、前記シードレイヤはNiFeCr合金あるいはNiCr合金で形成されることが好ましい。

【0043】

また前記シードレイヤの組成式は $(\text{Ni}_{100-X}\text{Fe}_X) - \text{Cr}$ で示され、原子比率Xは、 $0 \leq X \leq 0.7$ であることが好ましい。より好ましくは、前記原子比率Xは、 $0 \leq X \leq 0.5$ である。さらに好ましくは、前記原子比率Xは、 $0 \leq X \leq$

0. 3である。

【0044】

また本発明では、前記シードレイヤの下には、Ta, Hf, Nb, Zr, Ti, Mo, Wのうち少なくとも1種以上の元素で形成された下地層が形成されていることが好ましい。これにより前記シードレイヤの結晶構造を適切に面心立方構造にすることができる。

【0045】

また前記シードレイヤはスパッタ成膜されることが好ましい。これにより前記シードレイヤはバルクのときの平衡状態と同じにならず、Crの組成比が35at%以上であっても準安定状態となって結晶構造を面心立方構造にしやすいことができる。

【0046】

また本発明では、前記シードレイヤ上の各層に形成された結晶粒の膜面と平行な方向における平均結晶粒径は、100Å以上であることが好ましく、より好ましくは、前記平均結晶粒径は、150Å以上である。また最も好ましくは170Å以上である。

【0047】

また本発明では、前記交換結合膜を膜厚方向と平行に切断したときに切断面に現われる前記反強磁性層に形成された結晶粒界と、強磁性層に形成された結晶粒界とが、前記反強磁性層と強磁性層との界面の少なくとも一部で不連続であることが好ましい。

【0048】

また本発明では、前記交換結合膜を膜厚方向と平行に切断したときに切断面に現われる前記反強磁性層に形成された結晶粒界と、シードレイヤに形成された結晶粒界とが、前記反強磁性層とシードレイヤとの界面の少なくとも一部で不連続であることが好ましい。

【0049】

また本発明では、前記反強磁性層と強磁性層の界面と平行な結晶面は、互いに、代表的に{111}面として表される等価な結晶面が優先配向し、前記結晶面



内に存在する、同じ等価な結晶軸の少なくとも一部が、前記反強磁性層及び強磁性層とで互いに異なる方向を向いていることが好ましい。

## 【 0 0 5 0 】

また本発明では、前記反強磁性層とシードレイヤの界面と平行な結晶面は、互いに代表的に { 1 1 1 } 面として表される等価な結晶面が優先配向し、前記結晶面内に存在する、同じ等価な結晶軸の少なくとも一部が、前記反強磁性層及びシードレイヤとで互いに異なる方向を向いていることが好ましい。

## 【 0 0 5 1 】

また本発明では、前記反強磁性層は、元素 X (ただし X は、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Os のうち 1 種または 2 種以上の元素である) と Mn とを含有する反強磁性材料で形成されることが好ましい。

## 【 0 0 5 2 】

あるいは本発明では、前記反強磁性層は、X-Mn-X' 合金 (ただし元素 X' は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち 1 種または 2 種以上の元素である) で形成されていてもよい。

## 【 0 0 5 3 】

上記の場合、本発明では、前記 X-Mn-X' 合金は、元素 X と Mn とで構成される空間格子の隙間に元素 X' が侵入した侵入型固溶体であり、あるいは、元素 X と Mn とで構成される結晶格子の格子点の一部が、元素 X' に置換された置換型固溶体であることが好ましい。

## 【 0 0 5 4 】

また本発明では、前記元素 X あるいは元素 X + X' の組成比は、45 (at %) 以上 60 (at %) 以下であることが好ましい。

## 【 0 0 5 5 】

また本発明は、下からシードレイヤ、反強磁性層、固定磁性層、非磁性中間層、およびフリー磁性層の順に積層され、前記フリー磁性層の磁化が前記固定磁性層の磁化と交叉する方向に揃えられた磁気検出素子において、

前記シードレイヤ、反強磁性層及び固定磁性層が上記に記載された交換結合膜により形成されていることを特徴とするものである。

【 0 0 5 6 】

また本発明は、下からシードレイヤ、反強磁性のエキスチェンジバイアス層、フリー磁性層、非磁性中間層、固定磁性層、および反強磁性層の順に積層され、前記フリー磁性層の磁化が前記固定磁性層の磁化と交叉する方向に揃えられた磁気検出素子において、

前記シードレイヤ、エキスチェンジバイアス層及びフリー磁性層が上記に記載された交換結合膜により形成されていることを特徴とするものである。

【 0 0 5 7 】

また本発明は、フリー磁性層の上下に積層された非磁性中間層と、一方の前記非磁性中間層の上および他方の非磁性中間層の下に位置する固定磁性層と、一方の前記固定磁性層の上および他方の固定磁性層の下に位置する反強磁性層とを有し、前記フリー磁性層よりも下側に形成された反強磁性層の下側にはシードレイヤが形成され、前記フリー磁性層の磁化が前記固定磁性層の磁化と交叉する方向に揃えられた磁気検出素子において、

前記シードレイヤ、その上に接合された反強磁性層及び固定磁性層が上記に記載された交換結合膜により形成されていることを特徴とするものである。

【 0 0 5 8 】

また本発明は、下からシードレイヤ、反強磁性のエキスチェンジバイアス層、磁気抵抗層、非磁性層、および軟磁性層の順で積層された磁気検出素子において、

前記シードレイヤ、エキスチェンジバイアス層及び磁気抵抗層が上記に記載された交換結合膜により形成されていることを特徴とするものである。

【 0 0 5 9 】

上記のように交換結合膜を各磁気検出素子に使用することで、耐エレクトロマイグレーションを向上させることができ、通電信頼性を従来よりも向上させることができる。

【 0 0 6 0 】

また抵抗変化率 ( $\Delta R/R$ ) を従来よりも向上させることができる。またサーマルノイズの低下を図ることができる。

## 【0061】

さらにフリー磁性層や磁気抵抗層の膜面内において磁化が回転する場合の結晶磁気異方性エネルギー  $K$  の低下を図ることができる。これにより前記膜面内の結晶磁気異方性エネルギー  $K$  と比例関係にある保磁力  $H_c$  の低下を図ることができ、前記フリー磁性層の磁化を、外部磁界に対して感度良く回転させることが可能である。

## 【0062】

従って本発明では、今後の高記録密度化に伴い、磁気検出素子がさらに小さくなっても、従来より上記効果を適切に得ることができ、高記録密度化に適切に対応可能な磁気検出素子の製造を図ることが可能である。

## 【0063】

## 【発明の実施の形態】

図1は本発明の第1実施形態の磁気検出素子（シングルスピンバルブ型磁気抵抗効果素子）の全体構造を記録媒体との対向面側から見た断面図である。なお、図1ではX方向に延びる素子の中央部分のみを破断して示している。

## 【0064】

このシングルスピンバルブ型磁気抵抗効果素子は、ハードディスク装置に設けられた浮上式スライダのトレーリング側端部などに設けられて、ハードディスクなどの記録磁界を検出するものである。なお、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向はZ方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向はY方向である。

## 【0065】

図1の最も下に形成されているのはTa, Hf, Nb, Zr, Ti, Mo, Wのうち1種または2種以上の元素などの非磁性材料で形成された下地層6である。この下地層6の上に、シードレイヤ22、反強磁性層4、固定磁性層3、非磁性中間層2、フリー磁性層1が積層されている。

## 【0066】

前記シードレイヤ22の上に形成された反強磁性層4は、元素X（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうち1種または2種以上の元素である）とMnとを含有する反強磁性材料で形成されることが好ましい。

## 【0067】

これら白金族元素を用いたX-Mn合金は、耐食性に優れ、またブロッキング温度も高く、さらに交換結合磁界（ $H_{ex}$ ）を大きくできるなど反強磁性材料として優れた特性を有している。特に白金族元素のうちPtを用いることが好ましく、例えば二元系で形成されたPtMn合金を使用することができる。

## 【0068】

また本発明では、前記反強磁性層4は、元素Xと元素X'（ただし元素X'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である）とMnとを含有する反強磁性材料で形成されてもよい。

## 【0069】

なお前記元素X'には、元素XとMnとで構成される空間格子の隙間に侵入し、または元素XとMnとで構成される結晶格子の格子点の一部と置換する元素を用いることが好ましい。ここで固溶体とは、広い範囲にわたって、均一に成分が混ざり合った固体のことを指している。

## 【0070】

侵入型固溶体あるいは置換型固溶体とすることで、前記X-Mn合金膜の格子定数に比べて、前記X-Mn-X'合金の格子定数を大きくすることができる。これによって反強磁性層4の格子定数と固定磁性層3の格子定数との差を広げることができ、前記反強磁性層4と固定磁性層3との界面構造を非整合状態にしやすいことができる。ここで非整合状態とは、前記反強磁性層4と固定磁性層3との界面で前記反強磁性層4を構成する原子と前記固定磁性層3を構成する原子とが一对一に対応しない状態である。

## 【0071】

また特に置換型で固溶する元素 $X'$ を使用する場合は、前記元素 $X'$ の組成比が大きくなりすぎると、反強磁性としての特性が低下し、固定磁性層3との界面で発生する交換結合磁界が小さくなってしまう。特に本発明では、侵入型で固溶し、不活性ガスの希ガス元素(Ne, Ar, Kr, Xeのうち1種または2種以上)を元素 $X'$ として使用することが好ましいとしている。希ガス元素は不活性ガスなので、希ガス元素が、膜中に含有されても、反強磁性特性に大きく影響を与えることがなく、さらに、Arなどは、スパッタガスとして従来からスパッタ装置内に導入されるガスであり、ガス圧を適正に調節するのみで、容易に、膜中にArを侵入させることができる。

## 【0072】

なお、元素 $X'$ にガス系の元素を使用した場合には、膜中に多量の元素 $X'$ を含有することは困難であるが、希ガスの場合においては、膜中に微量侵入させるだけで、熱処理によって発生する交換結合磁界を、飛躍的に大きくできる。

## 【0073】

なお本発明では、好ましい前記元素 $X'$ の組成範囲は、at% (原子%) で0.2から10であり、より好ましくは、at%で、0.5から5である。また本発明では前記元素 $X$ はPtであることが好ましく、よってPt-Mn- $X'$ 合金を使用することが好ましい。

## 【0074】

また本発明では、反強磁性層4の元素 $X$ あるいは元素 $X+X'$ のat%を45(at%)以上で60(at%)以下に設定することが好ましい。より好ましくは49(at%)以上で56.5(at%)以下である。これによって成膜段階において、固定磁性層3との界面が非整合状態にされ、しかも前記反強磁性層4は熱処理によって適切な規則変態を起すものと推測される。

## 【0075】

前記反強磁性層4の上に形成されている固定磁性層3は3層構造となっている。

## 【0076】

前記固定磁性層3は、磁性層11と中間層12と磁性層13とで形成され、前

記反強磁性層 4 との界面での交換結合磁界及び中間層 1 2 を介した反強磁性的交換結合磁界（RKKY 相互作用）により前記磁性層 1 1 と磁性層 1 3 の磁化方向は互いに反平行状態にされる。これは、いわゆる人工フェリ磁性結合状態と呼ばれ、この構成により固定磁性層 3 の磁化を安定した状態にでき、また前記固定磁性層 3 と反強磁性層 4 との界面で発生する交換結合磁界を見かけ上大きくすることができる。

## 【0077】

なお前記磁性層 1 1 は例えば 20 Å 程度で形成され、中間層 1 2 は 8 Å 程度で形成され、磁性層 1 3 は 15 Å 程度で形成される。

## 【0078】

なお前記固定磁性層 3 は 3 層フェリ構造で形成されなくても良く、例えば単層膜や磁性層の多層膜で形成されてもよい。また磁性層 1 1 及び磁性層 1 3 は、Co、NiFe 合金、CoFe 合金、あるいは CoFeNi 合金などの磁性材料で形成される。また中間層 1 2 には、Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cu などの非磁性導電材料で形成される。

## 【0079】

前記固定磁性層 3 の上に形成された非磁性中間層 2 は、例えば Cu で形成されている。なお本発明における磁気検出素子が、トンネル効果の原理を用いたトンネル型磁気抵抗効果素子（TMR 素子）の場合、前記非磁性中間層 2 は、例えば  $Al_2O_3$  等の絶縁材料で形成される。

## 【0080】

さらに前記非磁性中間層 2 の上には 2 層膜で形成されたフリー磁性層 1 が形成される。

## 【0081】

前記フリー磁性層 1 は、NiFe 合金膜 9 と Co 膜 10 の 2 層で形成される。図 1 に示すように前記 Co 膜 10 を非磁性中間層 2 と接する側に形成することにより、前記非磁性中間層 2 との界面での金属元素等の拡散を防止し、 $\Delta R/R$ （抵抗変化率）を大きくすることができる。

## 【0082】

なお前記NiFe合金膜9は、例えば前記Niを80(at%)、Feを20(at%)として形成する。また前記NiFe合金膜9の膜厚を例えば45Å程度、Co膜を5Å程度で形成する。また前記NiFe合金膜9、Co膜10に代えて、CoFe合金、CoFeNi合金などを用いてもよい。また前記フリー磁性層1は固定磁性層3と同じ3層フェリ構造であってもよい。

## 【0083】

前記フリー磁性層1の上には、金属材料あるいは非磁性金属のCu, Au, Agからなるバックド層15が形成されている。例えば前記バックド層の膜厚は12~20Å程度で形成される。

## 【0084】

前記バックド層15の上には、保護層7が形成されている。前記保護層7は、Taなどから成りその表面が酸化された酸化層が形成されていることが好ましい。

## 【0085】

前記バックド層15が形成されることによって、磁気抵抗効果に寄与する+スピン(上向きスピン: up spin)の電子における平均自由行程(mean free path)を延ばし、いわゆるスピニフィルター効果(spin filter effect)によりスピニバルブ型磁気素子において、大きな抵抗変化率が得られ、高記録密度化に対応できるものとなる。なお前記バックド層15は形成されなくてもよい。

## 【0086】

図1に示す実施形態では、前記下地層6から保護層7までの積層膜の両側にはハードバイアス層5及び電極層8が形成されている。前記ハードバイアス層5からの縦バイアス磁界によってフリー磁性層1の磁化はトラック幅方向(図示X方向)に揃えられる。

## 【0087】

前記ハードバイアス層5, 5は、例えばCo-Pt(コバルト-白金)合金やCo-Cr-Pt(コバルト-クロム-白金)合金などで形成されており、電極層8, 8は、 $\alpha$ -Ta、Au、Cr、Cu(銅)、Rh、Ir、RuやW(タン

グステン)などで形成されている。なお上記したトンネル型磁気抵抗効果素子や CPP 型磁気検出素子の場合、前記電極層 8、8 は、フリー磁性層 1 の上側と、反強磁性層 4 の下側にそれぞれ形成されることになる。

## 【0088】

図 1 に示すスピンバルブ型薄膜素子では、下地層 6 から保護層 7 を積層後、熱処理を施し、これによって前記反強磁性層 4 と固定磁性層 3 との界面に交換結合磁界を発生させる。このとき磁場を図示 Y 方向に向けることで、前記固定磁性層 3 の磁化は図示 Y 方向に向けられ固定される。なお図 1 に示す実施形態では前記固定磁性層 3 はフェリ構造であるため、磁性層 11 及び磁性層 13 のどちらかが図示 Y 方向に磁化され、他方は図示 Y 方向と逆方向に磁化される。

## 【0089】

次に図 1 に示す実施形態では前記反強磁性層 4 の下にシードレイヤ 22 が形成されているが、本発明では前記シードレイヤ 22 は元素  $\alpha$  (Fe、Ni、Co のうちいずれか 1 種または 2 種以上) と Cr を含有した非磁性材料あるいは一部が強磁性材料で形成される。具体的には前記シードレイヤ 22 は NiCr 合金か FeNiCr 合金で形成されることが好ましい。

## 【0090】

また本発明では、前記シードレイヤ 22 の組成式は  $(\text{Ni}_{100-X}\text{Fe}_X) - \text{Cr}$  で示され、原子比率 X は、 $0 \leq X \leq 0.7$  であることが好ましい。より好ましくは、前記原子比率 X は、 $0 \leq X \leq 0.5$  である。さらに好ましくは、前記原子比率 X は、 $0 \leq X \leq 0.3$  である。Fe 量が多くなりすぎると、前記シードレイヤ 22 が体心立方構造となりやすいため、上記の組成比を有することが好ましい。その他に上記組成であると反強磁性層 4 の結晶配向性を高め、結晶粒径、導電率の変化量、抵抗変化率の増大を期待することができる。なお最も好ましいのは原子比率 X が 0.2 である。

## 【0091】

また本発明における前記シードレイヤ 22 の Cr の組成比は、35 at % 以上で 60 at % 以下である。

## 【0092】



これによって本発明では、前記シードレイヤ表面での表面エネルギーを増大させ界面活性状態にでき、いわゆる濡れ性 (w e t t a b i l i t y) を従来に比べて向上させることができる。

## 【 0 0 9 3 】

なお前記シードレイヤ 2 2 の C r の組成比を 3 5 a t % 以上としたのは、これよりも低い組成比であると、前記濡れ性が低下するからである。また前記シードレイヤ 2 2 の C r の組成比を 6 0 a t % 以上にすると濡れ性は良好であり、また膜厚を薄くすることで、結晶構造を面心立方構造 (f c c 構造) のみで構成することができるが、膜厚を薄くしすぎると [1 1 1] 配向性が不十分となりシードレイヤ 2 2 としての機能を十分に果すことができなくなる。従って本発明では C r 組成比の上限値を 6 0 a t % とした。

## 【 0 0 9 4 】

本発明では前記シードレイヤ 2 2 の結晶構造は、面心立方構造 (f c c 構造) である。

## 【 0 0 9 5 】

既に図 6 で説明したように前記濡れ性の向上により、前記シードレイヤ 2 2 上に反強磁性層 4 をスパッタ成膜したとき、前記反強磁性層 4 を構成する各原子が前記界面上で十分な界面移動を起すことができ、しかも前記シードレイヤ 2 2 表面が面心立方構造であることから、前記反強磁性層 4 の膜面と平行な方向 (X - Y 面と平行) の結晶配向を、最稠密面である [1 1 1] 配向に強く配向させることができる。

## 【 0 0 9 6 】

また前記反強磁性層 4 が [1 1 1] 配向することで、その上に形成される各層の膜面と平行な方向 (図示 X 方向) の結晶配向を、最稠密面である [1 1 1] 配向に配向させることができる。

## 【 0 0 9 7 】

また本発明では、前記シードレイヤ 2 2 表面の濡れ性が良好であり、且つ面心立方構造であることで、前記シードレイヤ 2 2 上に形成される各層には、前記各層を貫くほどの大きな結晶粒が形成され、前記結晶粒の結晶粒径は膜面と平行な

方向（X-Y面と平行な方向）にも大きくなる。本発明では膜面と平行な方向における前記結晶粒径は、100 Å以上であることが好ましく、より好ましくは150 Å以上、最も好ましくは170 Å以上である。これにより電気伝導性を良好にできる。

## 【0098】

ところで本発明では、前記シードレイヤ22のCrの組成比が35 at %以上で60 at %以下と大きい組成値であるにもかかわらず、結晶構造を面心立方構造（fcc構造）のみで構成できるのは、前記シードレイヤ22の膜厚を薄くしているからである。シードレイヤ22の膜厚を薄くすると、バルクのときの平衡状態と同じにならず準安定状態になりやすく、これによって結晶構造を面心立方構造のみで構成できる。

## 【0099】

本発明では前記シードレイヤ22のCrの組成比が35 at %以上で60 at %以下のとき、前記シードレイヤ22の膜厚は10 Å以上で200 Å以下の範囲内で調整される。

## 【0100】

前記シードレイヤ22の膜厚が10 Åより小さくても、結晶構造を面心立方構造にできるが、前記シードレイヤ22の[111]面配向が不十分となり、前記シードレイヤ22の上に形成される各層の膜面と平行な方向（図示X方向）の結晶配向を、最稠密面である[111]配向に十分に配向させることができなくなる。

## 【0101】

一方、前記シードレイヤ22の膜厚が200 Å以上であると、前記Crの組成比を35 at %にしても、すなわち本発明の組成範囲で最も低い組成値としても、結晶構造に面心立方構造の他に体心立方構造が混在することが後述する実験によりわかっている。

## 【0102】

なお前記シードレイヤ22の膜厚は、Crの組成比が大きいほど薄くする必要がある。Cr組成比が大きくなるほど、準安定状態を得て結晶構造を面心立方構造にするには、膜厚を薄くしなければならないことが後述の実験によりわかっ

ている。

#### 【0103】

なお本発明では、Cr組成比が35at%以上で60at%以下のとき、前記シードレイヤ22の膜厚は10Å以上で80Å以下であることが好ましい。この範囲内であれば、Cr組成比が35at%以上で60at%以下のいずれの組成比としても、上記膜厚内であれば結晶構造を面心立方構造のみで構成しやすくなる。また前記シードレイヤ22の膜厚は10Å以上で60Å以下であることがより好ましい。この範囲内であれば、Cr組成比が35at%以上で60at%以下のいずれの組成比としても、上記膜厚内であれば結晶構造を面心立方構造のみで確実に構成することができる。

#### 【0104】

しかもシードレイヤ22の膜厚を80Å以下、最も好ましくは60Å以下にすると、シードレイヤ22へのセンス電流の分流ロスを低減させることができる。

#### 【0105】

また図1に示す実施形態のように、前記シードレイヤ22の下にTaなどで形成された下地層6を敷くことで、前記シードレイヤ22の結晶構造を面心立方構造のみで構成しやすくなる。

#### 【0106】

また前記シードレイヤ22の結晶構造を面心立方構造のみで構成するには、前記シードレイヤ22をスパッタ成膜する際のスパッタ成膜条件の調整も重要である。すなわち、シードレイヤ22の組成比や膜厚のみを上記の範囲内に調整するだけでは結晶構造を適切に面心立方構造にはできず、スパッタ条件を適切に調整することで、結晶構造を面心立方構造のみで構成することが可能になるのである。

#### 【0107】

例えば本発明では、前記シードレイヤ22のスパッタ成膜時における基板の温度を20～100℃とし、また基板とターゲット間の距離を40～80mmとし、またスパッタ成膜時に導入されるArガスの圧力を0.5～3mTorr（0.067～0.4Pa）とすることが好ましい。これにより前記シードレイヤ2

2の結晶構造をより適切に面心立方構造にできる。

【0108】

前記基板温度が高くなればなるほど、Cr組成比の高いシードレイヤ22には、面心立方構造のほかに体心立方構造が混在しやすくなる。このため上記のように基板温度を低温にしてスパッタ成膜を行う。またArガス圧は高いほど、Cr組成比の高いシードレイヤ22には面心立方構造のほかに体心立方構造が混在しやすくなる。このため上記のようにArガス圧を低圧にしてスパッタ成膜を行う。

【0109】

以上説明した本発明では、前記シードレイヤ22のCrの組成比を35at%以上で60at%以下に大きくすることができると共に、前記シードレイヤ22の結晶構造を面心立方構造に適切に保つことができるから、前記シードレイヤ22上に積層される各層の膜面と平行方向の結晶配向を良好に{111}配向させることができると共に、前記膜面と平行方向の結晶粒の平均結晶粒径を大きくすることができる。

【0110】

これによりスピバルブ型薄膜素子の抵抗値の増加及び各層間の拡散が生じないようにでき、耐エレクトロマイグレーションの向上を図ることができ通電信頼性を向上させることが可能である。

【0111】

また本発明では抵抗変化率( $\Delta R/R$ )を向上させることができ、また導電率の変化量( $\Delta G$ )を大きくできる。またサーマルノイズの低減を図ることが可能である。

【0112】

さらに本発明では前記スピバルブ型薄膜素子を構成するフリー磁性層1の軟磁気特性を向上させることができる。具体的には前記フリー磁性層1の膜面内において磁化が回転する際の結晶磁気異方性エネルギーKを低減させることができ、前記膜面内の結晶磁気異方性エネルギーKと比例関係にある保磁力Hcを小さくでき、したがって外部磁界に対する前記フリー磁性層1の磁化回転を良好にす

ることができ感度の良いスピバルブ型薄膜素子を製造できる。

【0113】

上記した効果を有する本発明におけるスピバルブ型薄膜素子では、今後の高記録密度化において、前記スピバルブ型薄膜素子に流れるセンス電流密度が大きくなっても前記高記録密度化に十分に対応可能なスピバルブ型薄膜素子を製造することが可能である。

【0114】

次に本発明における前記シードレイヤ22の好ましいCrの組成比範囲及び膜厚について説明する。

【0115】

本発明では、前記シードレイヤ22の前記Crの組成比は、40at%以上で60at%以下であり、前記シードレイヤの膜厚は、10Å以上で170Å以下であることが好ましい。ただし膜厚は前記Crの組成比が大きくなるほど薄くして、結晶構造に体心立方構造（bcc構造）が混在しないように調整する必要性がある。

【0116】

これにより前記シードレイヤ22の濡れ性をより向上させることができるとともに結晶構造を面心立方構造で構成することができ、抵抗変化率（ $\Delta R/R$ ）のさらなる向上、導電率の変化量（ $\Delta G$ ）のさらなる向上、固定磁性層3、非磁性中間層2及びフリー磁性層1の面内方向の平均結晶粒径のさらなる巨大化、さらには耐熱温度のさらなる向上を図ることが可能であることが後述の実験によりわかった。

【0117】

また本発明では、前記シードレイヤ22の前記Crの組成比は、45at%以上で60at%以下であり、前記シードレイヤの膜厚は、10Å以上で130Å以下であることがより好ましい。ただし膜厚は前記Crの組成比が大きくなるほど薄くして、結晶構造に体心立方構造（bcc構造）が混在しないように調整する必要性がある。

【0118】

これにより前記シードレイヤ 2 2 の濡れ性をさらに向上させることができるとともに結晶構造を面心立方構造で構成することができ、抵抗変化率 ( $\Delta R/R$ ) のさらなる向上、導電率の変化量 ( $\Delta G$ ) のさらなる向上、固定磁性層 3、非磁性中間層 2 及びフリー磁性層 1 の面内方向の平均結晶粒径のさらなる巨大化、さらには耐熱温度のさらなる向上を図ることが可能であることが後述の実験によりわかった。

## 【 0 1 1 9 】

また本発明では、前記シードレイヤ 2 2 の前記 C r の組成比は、4 0 a t % 以上で 5 0 a t % 以下であり、前記シードレイヤの膜厚は、1 0 Å 以上で 1 7 0 Å 以下であることがより好ましい。ただし膜厚は前記 C r の組成比が大きくなるほど薄くして、結晶構造に体心立方構造 (b c c 構造) が混在しないように調整する必要がある。抵抗変化率などは後述する実験により、C r 組成比が約 4 5 a t % 前後のときに最大になると考えられる。従って、C r 組成比を 4 0 a t % 以上で 5 0 a t % 以下にすることで、抵抗変化率 ( $\Delta R/R$ ) のさらなる向上、導電率の変化量 ( $\Delta G$ ) のさらなる向上、固定磁性層 3、非磁性中間層 2 及びフリー磁性層 1 の面内方向の平均結晶粒径のさらなる巨大化、さらには耐熱温度のさらなる向上を図ることが可能である。

## 【 0 1 2 0 】

次に本発明では、前記 C r の組成比は、4 5 a t % 以上で 5 5 a t % 以下であり、前記シードレイヤの膜厚は、1 0 Å 以上で 1 3 0 Å 以下であることがより好ましい。これにより、抵抗変化率 ( $\Delta R/R$ ) のさらなる向上、導電率の変化量 ( $\Delta G$ ) のさらなる向上、固定磁性層 3、非磁性中間層 2 及びフリー磁性層 1 の面内方向の平均結晶粒径のさらなる巨大化、さらには耐熱温度のさらなる向上を図ることができることが後述する実験によってわかった。

## 【 0 1 2 1 】

また、上記した好ましい C r 組成比のそれぞれの場合において、前記シードレイヤ 2 2 の膜厚は 1 0 Å 以上で 8 0 Å 以下の範囲内であることが好ましい。

## 【 0 1 2 2 】

膜厚が 8 0 Å のときは、C r 組成比が 5 5 a t % 以下であれば、確実に前記シ

ードレイヤ 2 2 の結晶構造を面心立方構造のみで構成できる膜厚である。

【 0 1 2 3 】

従って、C r 組成比が 4 0 a t % 以上で 5 0 a t % 以下のとき、あるいは 4 5 a t % 以下で 5 5 a t % 以下のとき、どの組成比を選択しても膜厚が 1 0 Å 以上で 8 0 Å 以下であれば、確実に結晶構造を面心立方構造のみで構成することが可能なのである。

【 0 1 2 4 】

また、C r 組成比が 4 0 a t % 以上で 6 0 a t % 以下のとき、あるいは 4 5 a t % 以上で 6 0 a t % のときも、前記シードレイヤ 2 2 の膜厚を 1 0 Å 以上で 8 0 Å 以下にすることで、より適切に結晶構造を面心立方構造のみで構成することが可能になる。

【 0 1 2 5 】

さらには本発明では、上記した好ましい C r 組成比のいずれの場合も、前記シードレイヤ 2 2 の膜厚は、1 0 Å 以上で 6 0 Å 以下であることが好ましい。

【 0 1 2 6 】

膜厚が 6 0 Å のときは、C r 組成比が 6 0 a t % 以下であれば、確実に前記シードレイヤ 2 2 の結晶構造を面心立方構造のみで構成できる膜厚である。

【 0 1 2 7 】

従って本発明では、C r 組成比は最大でも 6 0 a t % であるから、本発明におけるいずれの値の C r 組成比を選択しても、膜厚が 1 0 Å 以上で 6 0 Å 以下であれば、確実に結晶構造を面心立方構造のみで構成することが可能である。

【 0 1 2 8 】

しかも、膜厚を 8 0 Å 以下、あるいは最も好ましくは 6 0 Å 以下にすることで、前記シードレイヤ 2 2 へのセンス電流の分流ロスを適切に抑制することができる。これによって再生出力の向上を図ることが可能である。

【 0 1 2 9 】

図 2 は、本発明における他のスピバルブ型薄膜素子の構造を示す部分断面図である。

【 0 1 3 0 】

図 2 に示すスピバルブ型薄膜素子では、下地層 6 上にトラック幅方向（図示 X 方向）にトラック幅  $T_w$  の間隔を開けた一対のシードレイヤ 2 2 が形成され、前記シードレイヤ 2 2 の上にエキスチェンジバイアス層 1 6，1 6 が形成されている。

## 【 0 1 3 1 】

前記一対のシードレイヤ 2 2 及びエキスチェンジバイアス層 1 6 間は、 $SiO_2$  や  $Al_2O_3$  等の絶縁材料で形成された絶縁層 1 7 によって埋められている。

## 【 0 1 3 2 】

そして前記エキスチェンジバイアス層 1 6 及び絶縁層 1 7 上にはフリー磁性層 1 が形成されている。

## 【 0 1 3 3 】

前記エキスチェンジバイアス層 1 6 は  $X-Mn$  合金、あるいは  $X-Mn-X'$  合金で形成され、前記元素  $X$  あるいは元素  $X+X'$  の組成比は 4 5 (at %) 以上 6 0 (at %) 以下であることが好ましく、より好ましくは 4 9 (at %) 以上 5 6. 5 (at %) 以下である。

## 【 0 1 3 4 】

前記フリー磁性層 1 の両側端部では、エキスチェンジバイアス層 1 6 間での交換結合磁界により図示 X 方向に単磁区化され、フリー磁性層 1 のトラック幅  $T_w$  領域の磁化は、外部磁界に対して反応する程度に図示 X 方向に適性に揃えられている。

## 【 0 1 3 5 】

図 2 に示すように前記フリー磁性層 1 の上には非磁性中間層 2 が形成され、さらに前記非磁性中間層 2 の上には固定磁性層 3 が形成されている。さらに前記固定磁性層 3 の上には反強磁性層 4、保護層 7 が形成される。

## 【 0 1 3 6 】

この実施形態においても前記シードレイヤ 2 2 は、元素  $\alpha$  ( $Fe$ 、 $Ni$ 、 $Co$  のうちいずれか 1 種または 2 種以上) と  $Cr$  を含有した非磁性材料あるいは一部が強磁性材料で形成される。

## 【 0 1 3 7 】



また前記シードレイヤ 2 2 の前記 C r の組成比は、3 5 a t % 以上で 6 0 a t % 以下であり、前記シードレイヤ 2 2 の膜厚は、1 0 Å 以上で 2 0 0 Å 以下である。しかも前記シードレイヤ 2 2 の結晶構造は、面心立方構造（f c c 構造）となっている。

## 【 0 1 3 8 】

なお前記シードレイヤ 2 2 の好ましい C r の組成範囲及び膜厚については図 1 で説明した通りである。

## 【 0 1 3 9 】

このように図 2 におけるスピバルブ型薄膜素子では、従来よりもシードレイヤ 2 2 の C r の組成比を大きくすることができると共に、前記シードレイヤ 2 2 の結晶構造を面心立方構造に適切に保つことができるから、前記シードレイヤ 2 2 上に積層される各層の膜面と平行方向の結晶配向を良好に { 1 1 1 } 配向させることができると共に、前記膜面と平行方向の結晶粒の平均結晶粒径を大きくすることができる。

## 【 0 1 4 0 】

これによりスピバルブ型薄膜素子の抵抗値の増大及び各層間の拡散を生じにくくでき、耐エレクトロマイグレーションの向上を図ることができ通電信頼性を向上させることが可能である。

## 【 0 1 4 1 】

また本発明では抵抗変化率 ( $\Delta R / R$ ) を向上させることができ、また導電率の変化量 ( $\Delta G$ ) を大きくすることができる。またサーマルノイズの低減を図ることが可能である。

## 【 0 1 4 2 】

さらに本発明では前記スピバルブ型薄膜素子を構成するフリー磁性層 1 の軟磁気特性を向上させることができる。具体的には前記フリー磁性層 1 の膜面内の結晶磁気異方性エネルギー K を低減させることができ、前記膜面内の結晶磁気異方性エネルギー K と比例関係にある保磁力 H c を小さくでき、したがって外部磁界に対する前記フリー磁性層 1 の磁化回転を良好にすることができ感度の良いスピバルブ型薄膜素子を製造できる。

## 【 0 1 4 3 】

上記した効果を有する本発明におけるスピバルブ型薄膜素子では、今後の高記録密度化において、前記スピバルブ型薄膜素子に流れるセンス電流密度が大きくなっても前記高記録密度化に十分に対応可能なスピバルブ型薄膜素子を製造することが可能である。

## 【 0 1 4 4 】

図 3 は本発明におけるデュアルスピバルブ型薄膜素子の構造を示す部分断面図である。

## 【 0 1 4 5 】

図 3 に示すように、下から下地層 6、シードレイヤ 2 2、反強磁性層 4、固定磁性層 3、非磁性中間層 2、およびフリー磁性層 1 が連続して積層されている。前記フリー磁性層 1 は 3 層膜で形成され、例えば Co 膜 1 0、1 0 と Ni Fe 合金膜 9 で構成される。さらに前記フリー磁性層 1 の上には、非磁性中間層 2、固定磁性層 3、反強磁性層 4、および保護層 7 が連続して積層されている。

## 【 0 1 4 6 】

また、下地層 6 から保護層 7 までの多層膜の両側にはハードバイアス層 5、5、電極層 8、8 が積層されている。なお、各層は図 1 で説明した材質と同じ材質で形成されている。

## 【 0 1 4 7 】

この実施例では、フリー磁性層 1 よりも図示下側に位置する反強磁性層 4 の下にはシードレイヤ 2 2 が形成されている。さらに前記反強磁性層 4 を構成する元素 X あるいは元素 X + X' の組成比は、4 5 (a t %) 以上 6 0 (a t %) 以上で形成されることが好ましく、より好ましくは 4 9 (a t %) 以上 5 6 . 5 (a t %) 以下である。

## 【 0 1 4 8 】

この実施形態においても前記シードレイヤ 2 2 は、元素  $\alpha$  (Fe、Ni、Co のうちいずれか 1 種または 2 種以上) と Cr を含有した非磁性材料あるいは一部が強磁性材料で形成される。

## 【 0 1 4 9 】

また前記シードレイヤ 2 2 の前記 C r の組成比は、3 5 a t % 以上で 6 0 a t % 以下であり、前記シードレイヤ 2 2 の膜厚は、1 0 Å 以上で 2 0 0 Å 以下である。しかも前記シードレイヤ 2 2 の結晶構造は、面心立方構造となっている。

## 【 0 1 5 0 】

なお前記シードレイヤ 2 2 の好ましい C r の組成範囲及び膜厚については図 1 で説明した通りである。

## 【 0 1 5 1 】

このように図 3 におけるスピバルブ型薄膜素子では、従来よりもシードレイヤ 2 2 の C r の組成比を大きくすることができると共に、前記シードレイヤ 2 2 の結晶構造を面心立方構造に適切に保つことができるから、前記シードレイヤ 2 2 上に積層される各層の膜面と平行方向の結晶配向を良好に { 1 1 1 } 配向させることができると共に、前記膜面と平行方向の結晶粒の平均結晶粒径を大きくすることができる。

## 【 0 1 5 2 】

これによりスピバルブ型薄膜素子の抵抗値の増大及び各層間の拡散を生じにくくでき、耐エレクトロマイグレーションの向上を図ることができ通電信頼性を向上させることが可能である。

## 【 0 1 5 3 】

また本発明では抵抗変化率 ( $\Delta R / R$ ) を向上させることができ、また導電率の変化量 ( $\Delta G$ ) を大きくできる。またサーマルノイズの低減を図ることが可能である。

## 【 0 1 5 4 】

さらに本発明では前記スピバルブ型薄膜素子を構成するフリー磁性層 1 の軟磁気特性を向上させることができる。具体的には膜面内の磁化が回転する場合の磁気異方性エネルギー K を低減させることができ、前記膜面内の結晶磁気異方性エネルギー K と比例関係にある保磁力  $H_c$  を小さくでき、したがって外部磁界に対する前記フリー磁性層 1 の磁化回転を良好にすることができ感度の良いスピバルブ型薄膜素子を製造できる。

## 【 0 1 5 5 】

上記した効果を有する本発明におけるスピバルブ型薄膜素子では、今後の高記録密度化において、前記スピバルブ型薄膜素子に流れるセンス電流密度が大きくなっても前記高記録密度化に十分に対応可能なスピバルブ型薄膜素子を製造することが可能である。

## 【 0 1 5 6 】

図 4 は本発明における異方性磁気抵抗効果型素子（AMR 素子）を記録媒体との対向面と平行な方向から切断した部分断面図である。

## 【 0 1 5 7 】

図 4 では、下地層 6 上にトラック幅方向（図示 X 方向）にトラック幅  $T_w$  の間隔を開けて一対のシードレイヤ 2 2 が形成されている。前記シードレイヤ 2 2 上にはエクステンジバイアス層 2 1，2 1 が形成され、前記一対のシードレイヤ 2 2 及びエクステンジバイアス層 2 1，2 1 間が  $SiO_2$  や  $Al_2O_3$  等の絶縁材料で形成された絶縁層 2 6 によって埋められている。

## 【 0 1 5 8 】

そして前記エクステンジバイアス層 2 1，2 1 及び前記絶縁層 2 6 上に、磁気抵抗層（MR 層）2 0、非磁性層（SHUNT 層）1 9、及び軟磁性層（SAL 層）1 8 が積層される。

## 【 0 1 5 9 】

上記した図 4 に示す AMR 型薄膜素子では、前記エクステンジバイアス層 2 1，2 1 と磁気抵抗層 2 0 との界面で発生する交換結合磁界により、図 4 に示す磁気抵抗層 2 0 の E 領域が、図示 X 方向に単磁区化される。そしてこれに誘発されて前記磁気抵抗層 2 0 の D 領域の磁化が図示 X 方向に揃えられる。また、検出電流が磁気抵抗層 2 0 を流れる際に発生する電流磁界が、軟磁性層 1 8 に Y 方向に印加され、軟磁性層 1 8 がもたらす静磁結合エネルギーにより、磁気抵抗層 2 0 の D 領域に横バイアス磁界が Y 方向に与えられる。X 方向に単磁区化された磁気抵抗層 2 0 の D 領域にこの横バイアス層が与えられることにより、磁気抵抗層 2 0 の D 領域の磁界変化に対する抵抗変化（磁気抵抗効果特性：H-R 効果特性）が直線性を有する状態に設定される。

## 【 0 1 6 0 】

記録媒体の移動方向はZ方向であり、図示Y方向に漏れ磁界が与えられると、磁気抵抗層20のD領域の抵抗値が変化し、これが電圧変化として検出される。

## 【0161】

この実施形態においても前記シードレイヤ22は、元素 $\alpha$  (Fe、Ni、Coのうちいずれか1種または2種以上)とCrを含有した非磁性材料あるいは一部が強磁性材料で形成される。

## 【0162】

また前記シードレイヤ22の前記Crの組成比は、35at%以上で60at%以下であり、前記シードレイヤ22の膜厚は、10Å以上で200Å以下である。しかも前記シードレイヤ22の結晶構造は、面心立方構造となっている。

## 【0163】

なお前記シードレイヤ22の好ましいCrの組成範囲及び膜厚については図1で説明した通りである。

## 【0164】

このように図4におけるAMR型薄膜素子では、従来よりもシードレイヤ22のCrの組成比を大きくすることができると共に、前記シードレイヤ22の結晶構造を面心立方構造に適切に保つことができるから、前記シードレイヤ22上に積層される各層の膜面と平行方向の結晶配向を良好に{111}配向させることができると共に、前記膜面と平行方向の結晶粒径を大きくすることができる。

## 【0165】

これによりAMR型薄膜素子の抵抗値の増大及び各層間の拡散を生じにくくでき、耐エレクトロマイグレーションの向上を図ることができ通電信頼性を向上させることが可能である。

## 【0166】

また本発明では抵抗変化率( $\Delta R/R$ )を向上させることができ、また導電率の変化量( $\Delta G$ )を大きくできる。またサーマルノイズの低減を図ることが可能である。

## 【0167】

さらに本発明では前記AMR型薄膜素子を構成する磁気抵抗層20の軟磁気特

性を向上させることができる。具体的には前記磁気抵抗層 2 0 の膜面内で磁化が回転する際の結晶磁気異方性エネルギー  $K$  を低減させることができ、前記膜面内の結晶磁気異方性エネルギー  $K$  と比例関係にある保磁力  $H_c$  を小さくでき、したがって外部磁界に対する前記磁気抵抗層 2 0 の磁化回転を良好にすることができ感度の良いスピナルブ型薄膜素子を製造できる。

## 【 0 1 6 8 】

上記した効果を有する本発明における AMR 型薄膜素子では、今後の高記録密度化において、前記 AMR 型薄膜素子に流れるセンス電流密度が大きくなっても前記高記録密度化に十分に対応可能な AMR 型薄膜素子を製造することが可能である。

## 【 0 1 6 9 】

次に図 1 ないし図 4 に示す磁気検出素子では、いずれも下地層 6 が形成されているが、前記下地層 6 が形成されていなくてもよい。ただし下地層 6 が形成されない場合、その上に形成されるシードレイヤ 2 2 はある程度、厚い膜厚で形成されないと結晶構造を適切に面心立方構造にしつつ  $[1\ 1\ 1]$  配向を向上できないと考えられる。

## 【 0 1 7 0 】

前記シードレイヤ 2 2 の下限の膜厚は  $10\text{ \AA}$  であるが、前記下地層 6 が形成されない場合、前記膜厚は  $20\text{ \AA}$  以上であることが好ましく、より好ましくは  $45\text{ \AA}$  以上である。これにより前記下地層 6 が無くても前記下層の結晶構造を面心立方構造にしつつ良好な  $[1\ 1\ 1]$  配向を得ることができる。

## 【 0 1 7 1 】

ただし下地層 6 を設ける方が前記シードレイヤ 2 2 の結晶構造をより確実に面心立方構造にでき  $[1\ 1\ 1]$  面の優先配向度も良好にすることができて好ましい。前記下地層 6 は例えば  $30\text{ \AA}$  程度の膜厚で形成される。前記下地層 6 を設けることでシードレイヤ 2 2 の膜面と平行な方向の結晶配向を、よりいっそう適切に  $\{1\ 1\ 1\}$  配向させることができる。

## 【 0 1 7 2 】

また本発明では図 1 ないし図 4 に示す磁気検出素子において、前記磁気検出素

子を膜厚方向に平行に切断したときに現れる反強磁性層 4（図 2 及び図 4 ではエキスチェンジバイアス層 16、21）の結晶粒界と前記固定磁性層 3（図 2 ではフリー磁性層 1、図 4 では磁気抵抗層 20）の結晶粒界が前記反強磁性層 4 と固定磁性層 3 との界面の少なくとも一部で不連続な状態になっていることが好ましい。

## 【0173】

また図 1 ないし図 4 に示す磁気検出素子において、前記磁気検出素子を膜厚方向に平行に切断したときに現れる反強磁性層 4（図 2 及び図 4 ではエキスチェンジバイアス層 16、21）の結晶粒界と前記シードレイヤ 22 の結晶粒界が前記反強磁性層 4 とシードレイヤ 22 との界面の少なくとも一部で不連続な状態になっていることが好ましい。

## 【0174】

また図 1 ないし図 4 に示す磁気検出素子において、前記反強磁性層 4（図 2 及び図 4 ではエキスチェンジバイアス層 16、21）と固定磁性層 3（図 2 ではフリー磁性層 1、図 4 では磁気抵抗層 20）の界面と平行な結晶面は、互いに、代表的に  $\{111\}$  面として表される等価な結晶面が優先配向し、前記結晶面内に存在する、同じ等価な結晶軸の少なくとも一部が、前記反強磁性層及び固定磁性層とで互いに異なる方向を向いていることが好ましい。

## 【0175】

また図 1 ないし図 4 に示す磁気検出素子において、前記反強磁性層 4（図 2 及び図 4 ではエキスチェンジバイアス層 16、21）とシードレイヤ 22 の界面と平行な結晶面は、互いに代表的に  $\{111\}$  面として表される等価な結晶面が優先配向し、前記結晶面内に存在する、同じ等価な結晶軸の少なくとも一部が、前記反強磁性層及びシードレイヤとで互いに異なる方向を向いていることが好ましい。

## 【0176】

上記のような関係にある場合、反強磁性層 4 と固定磁性層 3 との界面、および反強磁性層 4 とシードレイヤ 22 との界面では、いわゆる非整合状態が保たれ、前記反強磁性層 4 は熱処理によって不規則格子から規則格子に適切な規則変態が

なされており、大きな交換結合磁界を得ることが可能である。

【0177】

上記した関係を得るには、シードレイヤ22表面の濡れ性が高いこと及び結晶構造が面心立方構造に保たれることのほかに、反強磁性層4の組成比や前記シードレイヤ22の上に形成される各層の成膜条件を適切に調整することが必要である。

【0178】

既に説明したように前記反強磁性層4を構成する元素Xあるいは元素X+X'の組成比は45(at%)以上60(at%)以下であることが好ましい。

【0179】

また成膜条件としては、例えばスパッタ成膜の際に使用されるArガスの圧力を3mTorrとする。また反強磁性層4と固定磁性層3間に交換結合磁界を発生させるための熱処理温度を200℃以上で300℃以下とし、熱処理時間を2時間以上で $10^{-6}$ Torr以下の真空中で磁場中熱処理をする。また前記基板とターゲット間の距離を80mmとする。

【0180】

上記の反強磁性層4の組成比及び成膜条件などにより、前記反強磁性層4と固定磁性層3との界面、反強磁性層4とシードレイヤ22との界面を適切に非整合状態にでき、 $1.58 \times 10^4$  (A/m)以上の高い交換結合磁界を得ることが可能である。

【0181】

図7は、図1から図4に示す磁気検出素子が形成された読み取りヘッドの構造を記録媒体との対向面側から見た断面図である。

【0182】

符号40は、例えばNiFe合金などで形成された下部シールド層であり、この下部シールド層40の上に下部ギャップ層41が形成されている。また下部ギャップ層41の上には、図1ないし図4に示す磁気検出素子42が形成されており、さらに前記磁気検出素子42の上には、上部ギャップ層43が形成され、前記上部ギャップ層43の上には、NiFe合金などで形成された上部シールド層



44が形成されている。

【0183】

前記下部ギャップ層41及び上部ギャップ層43は、例えば $\text{SiO}_2$ や $\text{Al}_2\text{O}_3$ （アルミナ）などの絶縁材料によって形成されている。図7に示すように、下部ギャップ層41から上部ギャップ層43までの長さがギャップ長G1であり、このギャップ長G1が小さいほど高記録密度化に対応できるものとなっている。

【0184】

本発明では前記反強磁性層4の膜厚を小さくしてもなお大きな交換結合磁界を発生させることができる。前記反強磁性層4の膜厚は、例えば70Å以上で形成され、300Å程度の膜厚であった従来に比べて前記反強磁性層4の膜厚を十分に小さくできる。よって狭ギャップ化により高記録密度化に対応可能な薄膜磁気ヘッドを製造することが可能になっている。

【0185】

なお前記上部シールド層44の上には書き込み用のインダクティブヘッドが形成されていてもよい。

【0186】

なお本発明における磁気検出素子は、ハードディスク装置内に内蔵される磁気ヘッド以外にも磁気センサなどに利用可能である。

【0187】

次に本発明における磁気検出素子の製造方法について以下に説明する。図8を参照しながら説明する。

【0188】

まず基板25上に前記下地層6を形成する。なお前記下地層6は、Ta, Hf, Nb, Zr, Ti, Mo, Wのうち少なくとも1種以上の元素で形成されていることが好ましい。下地層6の形成により、その上に形成されるシードレイヤ22の結晶構造を面心立方構造にしやすくできるとともにシードレイヤ22の[111]面の優先配向度を高めることができる。

【0189】

次に前記下地層6上にシードレイヤ22をスパッタ成膜する。スパッタ成膜の

ときには、NiFeCrまたはNiCrで形成されたターゲットを用意する。

【0190】

なお前記NiFeCrまたはNiCrで形成されたターゲットにおけるCr組成比をターゲット組成と膜組成のずれを見越して、概略35at%以上で60at%以下の範囲内とする。

【0191】

あるいはNiFeCrまたはNiCrの各構成元素（NiFeCrの場合は2種の構成元素からなるターゲットでもよい）で形成されたターゲットを用意する。具体的な一例を挙げると、前記シードレイヤ22をNiFeCrで形成する場合、NiFeで形成されたターゲットとCrで形成されたターゲットの2種類を用意する。

【0192】

そして前記ターゲットを用いて前記下地層6上にシードレイヤ22をスパッタ成膜する。

【0193】

このとき、前記シードレイヤ22のスパッタ成膜時における基板25の温度を20～100℃とし、また基板25とターゲット間の距離を40～80mmとし、またスパッタ成膜時に導入されるArガスの圧力を0.5～3mTorr（0.067～0.4Pa）とすることが好ましい。これにより前記シードレイヤ22の結晶構造を適切に面心立方構造にできる。

【0194】

またNiFeで形成されたターゲットとCrで形成されたターゲットの2種類のターゲットでNiFeCrをスパッタ成膜する場合のようにシードレイヤ22を構成する構成元素がばらばらにされた複数のターゲットから前記シードレイヤ22をスパッタ成膜する場合には、前記複数のターゲットの供給電力を調整して、前記シードレイヤ22のCr組成比が35at%以上で60at%以下となるようにする。

【0195】

なお本発明では、スパッタ成膜される前記シードレイヤ22の膜厚を10Å以

上で 2 0 0 Å 以下の範囲内で形成する。ただし後でグラフで示すように、前記シードレイヤ 2 2 を構成する Cr 組成比が大きいほど前記シードレイヤ 2 2 の膜厚を薄く形成する必要がある。前記シードレイヤ 2 2 の結晶構造に面心立方構造のみならず体心立方構造が混在するからである。

## 【 0 1 9 6 】

なお本発明では、前記シードレイヤ 2 2 の前記 Cr の組成比を、4 0 a t % 以上で 6 0 a t % 以下とし、前記シードレイヤ 2 2 の結晶構造に面心立方構造のほかに体心立方構造が混在しないように、前記シードレイヤの膜厚を、1 0 Å 以上で 1 7 0 Å 以下の範囲内で調整することが好ましい。

## 【 0 1 9 7 】

あるいは本発明では、前記シードレイヤ 2 2 の前記 Cr の組成比を、4 5 a t % 以上で 6 0 a t % 以下とし、前記シードレイヤ 2 2 の結晶構造に面心立方構造のほかに体心立方構造が混在しないように、前記シードレイヤの膜厚を、1 0 Å 以上で 1 3 0 Å 以下の範囲内で調整することが好ましい。

## 【 0 1 9 8 】

さらには本発明では、前記シードレイヤ 2 2 の前記 Cr の組成比を、4 0 a t % 以上で 5 0 a t % 以下とし、前記シードレイヤ 2 2 の結晶構造に面心立方構造のほかに体心立方構造が混在しないように、前記シードレイヤの膜厚を、1 0 Å 以上で 1 7 0 Å 以下の範囲内で調整することが好ましい。

## 【 0 1 9 9 】

あるいは本発明では、前記シードレイヤ 2 2 の前記 Cr の組成比を、4 5 a t % 以上で 5 5 a t % 以下とし、前記シードレイヤ 2 2 の結晶構造に面心立方構造のほかに体心立方構造が混在しないように、前記シードレイヤの膜厚を 1 0 Å 以上で 1 3 0 Å 以下とすることが好ましい。

## 【 0 2 0 0 】

なお本発明では、上記した Cr 組成のいずれの場合においても、前記シードレイヤ 2 2 の膜厚を 8 0 Å 以下とすることがより好ましく、最も好ましくは前記膜厚を 6 0 Å 以下にすることである。これによって前記シードレイヤ 2 2 の結晶構造を面心立方構造のみで確実に構成することができ、またセンス電流の分流ロス

をより適切に低減させることができる。

#### 【0201】

また本発明では、前記シードレイヤ22の組成式は  $(\text{Ni}_{100-X}\text{Fe}_X) - \text{Cr}$  で示され、原子比率Xを、 $0 \leq X \leq 0.7$  とすることが好ましい。より好ましくは、前記原子比率Xを、 $0 \leq X \leq 0.5$  とすることである。さらに好ましくは、前記原子比率Xを、 $0 \leq X \leq 0.3$  とすることである。Fe量が多くなりすぎると、前記シードレイヤ22が体心立方構造となりやすいため、上記の組成比を有することが好ましい。その他に上記組成であると反強磁性層4の結晶配向性を高め、結晶粒径、導電率の変化量、抵抗変化率の増大を期待することができる。なお最も好ましいのは原子比率Xが0.2である。

#### 【0202】

次に前記シードレイヤ22の上に反強磁性層4をスパッタ成膜する。

本発明では、前記反強磁性層4を、元素X（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうち1種または2種以上の元素である）とMnとを含有する反強磁性材料でスパッタ成膜することが好ましい。

#### 【0203】

また本発明では前記反強磁性層4を、 $X - \text{Mn} - X'$  合金（ただし元素X'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である）でスパッタ成膜してもよい。

#### 【0204】

また本発明では、前記元素Xあるいは元素 $X + X'$ の組成比を、45 (at%) 以上60 (at%) 以下とすることが好ましい。

#### 【0205】

さらに前記反強磁性層4の上に固定磁性層3、非磁性中間層2、フリー磁性層1、バックド層15及び保護層7を成膜する。

#### 【0206】

本発明では上記したように、前記シードレイヤ22はCrの組成比が35 at

%以上に高いため濡れ性が良好で、しかも面心立方構造であるため前記反強磁性層 4 の膜面と平行方向の結晶配向を良好に  $[1\ 1\ 1]$  配向させることができる。また前記反強磁性層 4 が  $[1\ 1\ 1]$  配向することで、その上に成膜される各層の膜面と平行方向の結晶配向を良好に  $[1\ 1\ 1]$  配向させることができる。

## 【 0 2 0 7 】

次に熱処理を施す。反強磁性層 4 は上記した  $X-Mn$  合金や  $X-Mn-X'$  合金で形成されることが好ましいが、これら反強磁性材料を使用する場合には、熱処理をしないと前記固定磁性層 3 との界面で交換結合磁界を発生しない。したがって本発明では熱処理を施すことで前記反強磁性層 4 と固定磁性層 3 との界面で交換結合磁界を発生させることができる。またこのとき図示 Y 方向に磁場をかけることで前記固定磁性層 3 の磁化を図示 Y 方向に向け固定することができる。

## 【 0 2 0 8 】

また前記熱処理によって、シードレイヤ 2 2 上には、前記シードレイヤ 2 2 上に形成された各層を貫くほどの結晶粒が成長し（ただし、このとき反強磁性層 4 と固定磁性層 1 3 の界面は貫いていない）、特に本発明では前記結晶粒の膜面と平行方向における結晶粒径の大きさを  $100\text{Å}$  以上に大きくすることができる。

## 【 0 2 0 9 】

以上説明した本発明における磁気検出素子の製造方法では、前記シードレイヤ 2 2 の Cr 組成比と膜厚とを適切に調整することで、従来よりもシードレイヤ 2 2 の Cr の組成比を大きくすることができると共に、前記シードレイヤ 2 2 の結晶構造を面心立方構造に適切に保つことができるから、前記シードレイヤ 2 2 上に積層される各層の膜面と平行方向の結晶配向を良好に  $\{1\ 1\ 1\}$  配向させることができると共に、前記膜面と平行方向の結晶粒の平均結晶粒径を大きくすることができる。

## 【 0 2 1 0 】

これによりスピバルブ型薄膜素子の抵抗値の増加及び各層間の拡散が生じないようにでき、耐エレクトロマイグレーションの向上を図ることができ通電信頼性を向上させることが可能である。

## 【 0 2 1 1 】

また本発明では抵抗変化率 ( $\Delta R/R$ ) を向上させることができ、また導電率の変化量 ( $\Delta G$ ) を大きくできる。またサーマルノイズの低減を図ることが可能である。

## 【0212】

さらに本発明では前記スピバルブ型薄膜素子を構成するフリー磁性層1の軟磁気特性を向上させることができる。具体的には前記フリー磁性層1の膜面内の磁化が回転する場合の結晶磁気異方性エネルギーKを低減させることができ、前記膜面内の結晶磁気異方性エネルギーKと比例関係にある保磁力H<sub>c</sub>を小さくでき、したがって外部磁界に対する前記フリー磁性層1の磁化回転を良好にすることができ感度の良いスピバルブ型薄膜素子を製造できる。

## 【0213】

上記した効果を有する本発明におけるスピバルブ型薄膜素子では、今後の高記録密度化において、前記スピバルブ型薄膜素子に流れるセンス電流密度が大きくなっても前記高記録密度化に十分に対応可能なスピバルブ型薄膜素子を製造することが可能である。

## 【0214】

なお前記シードレイヤ22の製造方法は図2ないし図4のいずれの磁気検出素子においても同様である。

## 【0215】

## 【実施例】

本発明では、基板上にNiFeCr膜（シードレイヤ）をスパッタ成膜し、前記NiFeCr膜の膜厚及び前記NiFeCrに含まれるCr組成比と、前記NiFeCrの結晶構造との関係について調べた。

## 【0216】

なお、NiFeCrに含まれるNiとFeの原子比率は8：2となるように組成を調整した。

## 【0217】

また前記NiFeCr膜をスパッタする際の基板温度を、30℃、基板とターゲット間の距離を60mm、Arガス圧を1mTorr（0.13Pa）とした

## 【0218】

その実験結果は図10に示されている。図10に示す○印は面心立方構造（fcc構造）単相を示し、×印は面心立方構造（fcc構造）と体心立方構造（bcc構造）との混相を示している。

## 【0219】

図10に示すように、前記Crの組成比を大きくして、前記NiFeCr膜の濡れ性を向上させるとともに、前記NiFeCr膜の結晶構造を面心立方構造のみで構成するには、前記NiFeCr膜の膜厚を薄くしなければならないことがわかる。

## 【0220】

図10では、前記NiFeCr膜の結晶構造が面心立方構造のみの単相で構成できる前記NiFeCr膜の膜厚及びCr組成比と、結晶構造が面心立方構造と体心立方構造の混相で構成される前記NiFeCr膜の膜厚及びCr組成比との間に境界線を引いた。そしてこの境界線を基にして、従来よりも濡れ性を向上でき、しかも結晶構造を面心立方構造のみで構成できる前記NiFeCr膜の膜厚とCr組成比とを導き出した。

## 【0221】

従来では、NiFeCr膜のCr組成比を約35at%以下に設定していた。これは図9で説明したように、NiFeCrがバルクであってNiとFeの原子比率が8：2のとき、Cr組成比を35at%以下にすることで、結晶構造を面心立方構造（fcc構造）のみで構成できるからである。

## 【0222】

しかし本発明では、今回の実験で、前記Cr組成比を35at%以上にしても、前記NiFeCr膜の膜厚を適切に調整すれば、前記NiFeCr膜の結晶構造を面心立方構造のみで構成できることがわかったのである。

## 【0223】

本発明では、前記NiFeCr膜のCr組成比を35at%以上で60at%以下の範囲とした。Cr組成比の上限を60at%としたのは、これ以上Crが

多くなると、前記NiFeCr膜の膜厚をかなり薄くしても結晶構造を面心立方構造のみで保つことが困難になると共に、Cr組成比が60at%以上にすると膜厚はかなり薄くなって、前記NiFeCr膜の結晶配向が[111]面配向になりづらく、適切にシードレイヤとしての機能を発揮させることができないと考えられるからである。

## 【0224】

図10に示すように、Cr組成比を35at%以上で60at%以下としたとき、前記NiFeCr膜の膜厚を200Å以下の範囲で適切に調整すれば、前記NiFeCr膜の結晶構造を面心立方構造のみで構成できることがわかる。

## 【0225】

なお前記NiFeCr膜の膜厚の下限値を10Åとした。10Åとしたのは、これよりも膜厚が薄くなると結晶構造を面心立方構造のみで保つことはできるものの、前記NiFeCr膜の結晶配向が[111]面配向になりづらく、前記NiFeCr膜のシードレイヤ上に形成される各層の結晶配向を[111]面に配向させるという、前記シードレイヤの機能を十分に発揮させることができないからである。

## 【0226】

一方、前記NiFeCr膜の膜厚が厚いと、前記NiFeCr膜がシードレイヤとして使用されたとき、前記シードレイヤに分流する分流ロスが大きくなるので前記NiFeCr膜の膜厚はできるだけ薄いことが好ましい。本発明では、前記NiFeCr膜の膜厚の好ましい範囲を10Å以上で80Å以下にした。

## 【0227】

これにより、前記分流ロスを低減できると共に、上記膜厚の範囲内であれば結晶構造を面心立方構造に適切に調整しやすくなる。

## 【0228】

また本発明では、前記NiFeCr膜の膜厚を60Å以下にすることで、Cr組成比を35at%以上で60at%以下のいずれの組成比としても、膜厚が10Å以上で60Å以下の範囲内であれば、結晶構造を面心立方構造に確実に調整することができる。また前記NiFeCr膜の膜厚を60Å以下にすることで、



さらに分流ロスを低減させることが可能である。

【0229】

次に、本発明では、NiFeCrで形成されたシードレイヤを用い、以下の膜構成を有する磁気検出素子（シングルスピンバルブ型薄膜素子）を製造した。

【0230】

膜構成は、下からSi基板／Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>（1000Å）／下地膜Ta／シードレイヤ／反強磁性層：PtMn（170Å）／固定磁性層[C<sub>90</sub>Fe<sub>10</sub>（17Å）／Ru（9Å）／C<sub>90</sub>Fe<sub>10</sub>（22Å）]／非磁性中間層Cu（21Å）／フリー磁性層[C<sub>90</sub>Fe<sub>10</sub>（10Å）／Ni<sub>80</sub>Fe<sub>20</sub>（14Å）]／バックド層：Cu（10Å）／Ta（15Å）とした。なお括弧書きの数値はそれぞれの層の膜厚を示している。

【0231】

なお上記膜構成を用いて、前記シードレイヤ（NiFeCr）のCr組成比が異なり、また膜厚が異なる複数の磁気検出素子を6つ製造した。なおNiFeCrのNiとFeの原子比率は全てのサンプルにおいて8：2に設定した。またNiFeのシードレイヤを有する上記膜構成と同じ磁気検出素子を1つ製造した。各サンプルの下地膜（Ta）／シードレイヤの構成は以下の表1で示されている。

【0232】

【表1】

サンプル No	下地/シードレイヤ構成	Cr 組成比 [at%]	抵抗変化率 $\Delta R/R$ [%]	導電率変化量 $\Delta G$ [mS] ( $=[10^{-3} \Omega^{-1}]$ )	シードレイヤの 結晶構造	固定磁性層/非磁性中間層/ フリー磁性層の膜面内方向 (横方向)の平均粒径 [Å]	耐熱温度 [°C]
1	Ta (30Å)/NiFe (30Å)	0	9.28	4.12	fcc	161	320
2	Ta (30Å)/NiFeCr (30Å)	13.9	10.85	5.48	fcc	170	330
3	Ta (30Å)/NiFeCr (30Å)	23.1	11.51	5.84	fcc	179	343
4	Ta (30Å)/NiFeCr (45Å)	39.4	12.72	6.87	fcc	201	358
5	Ta (30Å)/NiFeCr (55Å)	43.6	12.94	6.99	fcc	205	361
6	Ta (30Å)/NiFeCr (70Å)	50.2	11.9	6.60	fcc	185	356
7	NiFeCr (55Å)	39.4	12.89	6.8	fcc	209	370
8	NiFeCr (65Å)	43.6	12.96	7.12	fcc	212	375

## 【0233】

表1に示すように、サンプルNo. 1では、30 Åの膜厚を有するTa膜の上に30 Åの膜厚を有するNiFe膜が形成されている。サンプルNo. 2～6では、30 Åの膜厚を有するTa膜の上に、膜厚やCr組成比の異なるNiFeCr膜が形成されている。サンプルNo. 7及び8では、Ta下地膜が形成されず、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>膜の上に直接、膜厚やCr組成比が異なるNiFeCr膜が形成されている。なお表1には、以下で実験する抵抗変化率などの値についても記載されている。

## 【0234】

そしてサンプルNo. 1～6のそれぞれの磁気検出素子を用い、シードレイヤのCr組成比と抵抗変化率( $\Delta R/R$ )との関係について求めた。その実験結果が図11に示されている。

## 【0235】

図11に示すように、シードレイヤのCr組成比が大きくなるほど、抵抗変化率が大きくなることがわかる。このようにCr組成比を大きくすることで抵抗変化率が向上するのは、Cr組成比を大きくすることで前記シードレイヤの濡れ性を向上させることができ、前記シードレイヤ上に形成される各層の膜面と平行な方向における結晶配向を[111]面に適切に優先配向させることができるためであると考えられる。また前記抵抗変化率は、Cr組成比が約45 at %前後でピークを迎え、前記Cr組成比がそれよりも大きくなっていくと、前記抵抗変化率は減少するかあるいはほとんど向上することはないものと考えられる。それはCr組成比を上げていくと、図10に示す膜厚に基いて膜厚を薄くしていけば結晶構造を面心立方構造のみで構成することはできるが、膜厚が薄くなることで前記シードレイヤの[111]面配向は不十分となり、前記シードレイヤ上に形成される各層の結晶配向を良好に[111]面配向させることができないと考えられるからである。

## 【0236】

次に本発明では、上記のサンプルを用いてシードレイヤのCr組成比と導電率の変化量( $\Delta G$ )との関係について求めた。その実験結果は図12に示されてい

る。

【 0 2 3 7 】

図 1 2 に示すように、シードレイヤの C r 組成比が大きくなっていくことで、導電率の変化量 ( $\Delta G$ ) は大きくなっていくことがわかる。ただし抵抗変化率と同じように、前記導電率の変化量は、C r 組成比が約 4 5 a t % 前後でピークを迎え、前記 C r 組成比がそれよりも大きくなっていくと、前記導電率の変化量は減少するかあるいはほとんど変化しないものと考えられる。その理由は上記抵抗変化率のところで説明したのと同様である。

【 0 2 3 8 】

次に、上記のサンプルを用いてシードレイヤの C r 組成比と固定磁性層／非磁性中間層／フリー磁性層の膜面方向の平均結晶粒径 ( $\text{\AA}$ ) との関係について求めた。その実験結果は図 1 3 に示されている。

【 0 2 3 9 】

図 1 3 に示すように、シードレイヤの C r 組成比が大きくなるほど前記平均結晶粒径は大きくなるが、前記シードレイヤの C r 組成比が約 4 5 a t % よりも大きくなると前記平均結晶粒径は小さくなっていくかあるいはほとんど変化しないものと考えられる。その理由は上記抵抗変化率のところで説明したのと同様である。

【 0 2 4 0 】

次に本発明におけるシードレイヤの C r 組成比を図 1 1 ないし図 1 3 の各実験結果に当てはめてみる。すなわち本発明では前記シードレイヤの C r 組成比を 3 5 a t % 以上で 6 0 a t % 以下に設定したが、これにより抵抗変化率を約 1 1 % 以上、導電率の変化量を約 6 (m S) 以上、平均結晶粒径を約 1 7 5  $\text{\AA}$  以上にできることがわかる。

【 0 2 4 1 】

次に本発明では、前記シードレイヤの C r 組成比の好ましい範囲について説明する。

【 0 2 4 2 】

前記シードレイヤの C r 組成比を 4 0 a t % 以上で 6 0 a t % 以下にすると、

抵抗変化率、導電率の変化量、および平均結晶粒径をより大きくすることが可能である。なお前記C r 組成比を4 0 a t %以上で6 0 a t %以下に設定するとき、前記シードレイヤの膜厚を1 0 Å以上で1 7 0 Å以下の範囲内で調整しなければ、結晶構造を面心立方構造にできないことが図1 0よりわかる。なお前記シードレイヤの膜厚を8 0 Å以下にすることで、膜厚が1 0 Å以上で8 0 Å以下の範囲内であれば、結晶構造を面心立方構造のみで構成しやすくなる。またセンス電流の分流ロスを低減できる。

## 【0 2 4 3】

また前記シードレイヤの膜厚を6 0 Å以下にすることで、上記C r 組成比のいずれの組成比を選択しても、膜厚が1 0 Å以上で6 0 Å以下の範囲内であれば、結晶構造を面心立方構造のみで確実に構成することができる。またセンス電流の分流ロスをさらに低減できる。

## 【0 2 4 4】

次に本発明では、前記シードレイヤのC r 組成比を4 5 a t %以上で6 0 a t %以下にすると、さらに抵抗変化率、導電率の変化量及び平均結晶粒径を大きくすることが可能である。なお前記C r 組成比を4 5 a t %以上で6 0 a t %以下に設定するとき、前記シードレイヤの膜厚を1 0 Å以上で1 3 0 Å以下の範囲内で調整しなければ、結晶構造を面心立方構造にできないことが図1 0よりわかる。なお前記シードレイヤの膜厚を8 0 Å以下にすることで、結晶構造を面心立方構造のみで構成しやすくなる。またセンス電流の分流ロスを低減できる。

## 【0 2 4 5】

また前記シードレイヤの膜厚を6 0 Å以下にすることで、上記C r 組成比のいずれの組成比を選択しても、膜厚が1 0 Å以上で6 0 Å以下の範囲内であれば、結晶構造を面心立方構造のみで確実に構成することができる。またセンス電流の分流ロスをさらに低減できる。

## 【0 2 4 6】

また本発明では、前記シードレイヤのC r 組成比を4 0 a t %以上で5 0 a t %以下にすることがより好ましい。これにより抵抗変化率を約1 3 %にでき、導電率の変化量を7 (m S) 程度にでき、また平均結晶粒径を2 0 0 Å以上にする

ことができる。なお前記C r 組成比を4 0 a t %以上で5 0 a t %以下に設定するとき、前記シードレイヤの膜厚を1 0 Å以上で1 7 0 Å以下の範囲内で調整しなければ、結晶構造を面心立方構造にできないことが図1 0 よりわかる。

## 【0 2 4 7】

なおかかる組成比の場合、シードレイヤの膜厚1 1 0 Å以下にすることで、上記C r 組成比のいずれの組成比を選択しても、膜厚が1 0 Å以上で1 1 0 Å以下の範囲内であれば、結晶構造を面心立方構造のみで確実に構成できる。

## 【0 2 4 8】

また前記シードレイヤの膜厚を8 0 Å以下、あるいは最も好ましくは6 0 Åにすることで、上記C r 組成比のいずれの組成比を選択しても、膜厚が1 0 Å以上で8 0 Å以下、あるいは6 0 Å以下の範囲内であれば、結晶構造を面心立方構造のみで確実に構成することができる。またこのように膜厚が薄くなることで電流の分流ロスを低減させることが可能である。

## 【0 2 4 9】

あるいは本発明では、前記シードレイヤのC r 組成比を4 5 a t %以上で5 5 a t %以下に設定してもよい。これにより抵抗変化率を約1 3 %にでき、導電率の変化量を7 (m S) 程度にでき、また平均結晶粒径を約2 0 0 Å以上にすることができる。なお前記C r 組成比を4 5 a t %以上で5 5 a t %以下に設定するとき、前記シードレイヤの膜厚を1 0 Å以上で1 3 0 Å以下の範囲内で調整しなければ、結晶構造を面心立方構造にできないことが図1 0 よりわかる。

## 【0 2 5 0】

なおかかる組成比の場合、シードレイヤの膜厚8 0 Å以下にすることで、上記C r 組成比のいずれの組成比を選択しても、膜厚が1 0 Å以上で8 0 Å以下の範囲内であれば、結晶構造を面心立方構造のみで確実に構成できる。

## 【0 2 5 1】

また前記シードレイヤの膜厚を最も好ましくは6 0 Åにすることで、上記C r 組成比のいずれの組成比を選択しても、膜厚が1 0 Å以上で6 0 Å以下の範囲内であれば、結晶構造を面心立方構造のみで確実に構成することができる。またこのように膜厚が薄くなることで電流の分流ロスを低減させることが可能である。

【 0 2 5 2 】

次に、表 1 に示すサンプル N o . 3 , 4 , 7 を用い、アニール温度と抵抗変化率 ( $\Delta R / R$ ) との関係について調べた。その実験結果は表 2 に示されている。

【 0 2 5 3 】

【表 2】

サンプル No	下地／シードレイヤ構成	Cr 組成比 [at%]	抵抗変化率 $\Delta R/R$ (290℃のときの $\Delta R/R$ を1とする)				
			290℃でアニール	330℃でアニール	350℃でアニール	370℃でアニール	400℃でアニール
3	Ta (30Å)／NiFeCr (30Å)	23.1	1	0.99	0.93	0.77	0.51
4	Ta (30Å)／NiFeCr (45Å)	39.4	1	0.98	0.97	0.92	0.78
7	NiFeCr (55Å)	39.4	1	1	0.99	0.95	0.63



## 【 0 2 5 4 】

実験では、アニールは反強磁性層 (PtMn) と接する固定磁性層 (CoFe) の磁化と同一方向に 790 k (A/m) の磁化を印加しつつ、表 2 に示されたアニール温度、すなわち 290℃、330℃、350℃、370℃及び400℃の熱処理を施し、各温度で1時間保持した。

## 【 0 2 5 5 】

なお表 2 に示される抵抗変化率の値はアニール温度が 290℃のときの抵抗変化率を 1 としたとき、各アニール温度での抵抗変化率の比率が記載されている。

## 【 0 2 5 6 】

この表を基にしてグラフを作成した。それが図 1 4 である。図 1 4 に示すように、アニール温度が上昇することで抵抗変化率は低下しやすくなる。このような抵抗変化率の低下は、各層の層間で拡散が生じることによるものであると考えられる。このような熱処理によって生じる各層間での拡散を抑制するには、各層の結晶配向が膜面と平行な方向に [1 1 1] 面配向されていることが必要であると考えられる。

## 【 0 2 5 7 】

ここでサンプル No. 3 は、アニール温度が 340℃程度以上になると、急激に抵抗変化率が低下することがわかる。これは前記サンプル No. 3 におけるシードレイヤの Cr 組成比は 23.1 at % に低いからである (表 2 を参照)。

## 【 0 2 5 8 】

このように Cr 組成比が低いことで、前記シードレイヤ表面の濡れ性は低下し、前記シードレイヤ上に形成される各層の結晶配向を膜面と平行な方向に優先的に [1 1 1] 面配向させる効果が十分でなくなり、その結果、高温でのアニールによって各層での拡散が生じたものと考えられる。

## 【 0 2 5 9 】

次に図 1 5 は、サンプル No. 3 と No. 7 の磁気検出素子を用い、周囲の温度と固定磁性層における一方向性交換バイアス磁界との関係について調べた実験結果である。ここで一方向性交換バイアス磁界  $H_{ex}^*$  とは、抵抗変化率 ( $\Delta R / R$ ) の最大値の半分の値になる時の外部磁界の大きさを前記交換バイアス磁界

( $Hex^*$ )と定める。一方向性交換バイアス磁界には、前記固定磁性層と反強磁性層間で発生する交換結合磁界のほか、前記固定磁性層は人工フェリ構造であるため、前記固定磁性層を構成するCoFe間で発生するRKKY相互交換作用における結合磁界などを含む磁界の大きさである。この一方向性交換バイアス磁界が大きいほど前記固定磁性層を所定の方向に適切にピン止めすることが可能になる。

## 【0260】

図15に示すように、サンプルNo. 7の磁気検出素子はサンプルNo. 3の磁気検出素子に比べて常に一方向性交換バイアス磁界は大きくなっている。従ってCr組成比が39.4at%のシードレイヤを有するサンプルNo. 7の方が、Cr組成比が23.1at%のシードレイヤを有するサンプルNo. 3に比べて耐熱性に優れ、固定磁性層のピン止めを熱的に安定した状態にすることができる。

## 【0261】

ただしサンプルNo. 7もNo. 3と共に周囲の温度が上昇することで、前記一方向性交換バイアス磁界は小さくなっていくことがわかる。

## 【0262】

次に図16では、室温(25℃)のときの一方向性交換バイアス磁界を1とし、周囲の温度を上昇させたとき、前記室温時の一方向性交換バイアス磁界に対しての各周囲の温度時における一方向性交換バイアス磁界の比率について求めた。

## 【0263】

図16に示すように、サンプルNo. 3とNo. 7の $Hex^*/Hex^*$ (室温)は、特に周囲の温度300℃程度まではほぼ同じ挙動を示す。

## 【0264】

しかし周囲の温度が約320℃を越えると、 $Hex^*/Hex^*$ (室温)はサンプルNo. 6の方がサンプルNo. 3よりも高くなる。すなわちサンプルNo. 7の方が周囲の温度が高温になっても、一方向性交換バイアス磁界の急激な減少を防止でき、耐熱性に優れ、固定磁性層のピン止めを熱的に安定させることができる。

## 【0265】

このようにCr組成比の大きいサンプルNo. 7の方が、Cr組成比の小さいサンプルNo. 3よりも一方向性交換バイアス磁界の熱的安定性を保つことができるのは、Cr組成比が大きいことでシードレイヤ表面の濡れ性を向上させることができ、前記シードレイヤ上に形成される各層の膜面と平行な方向における結晶粒径を大きくでき、反強磁性層の結晶磁気異方性 $K_{AF}$ を大きくできた結果、ブロッキング温度を高くできるからであると考えられる。

## 【0266】

図17は、シードレイヤのCr組成比と耐熱温度との関係を示した実験結果である。ここで耐熱温度とは、290℃でのアニール時における抵抗変化率を1としたとき、前記抵抗変化率が0.95にまで劣化したときのアニール温度のことを指している。実験は表1に示すサンプルNo. 1～6を用いて行った。

## 【0267】

図17に示すようにシードレイヤのCr組成比が大きくなればなるほど、耐熱温度を向上させることができることがわかる（但し、50at%以上で若干低下）。本発明ではシードレイヤのCr組成比を35at%以上で60at%以下に設定しているが、この組成範囲であると耐熱温度を350℃以上にすることができるとわかる。このように本発明におけるCr組成比とすれば、従来よりも耐熱温度の向上を図ることができ、通電信頼性の向上を図ることができる。なお前記シードレイヤの膜厚については、図10に基いて、結晶構造が面心立方構造のみで構成できる膜厚内で調整される必要がある。

## 【0268】

なお図17に示すように、Cr組成比をより好ましい組成範囲である40at%以上で50at%以下にすれば耐熱温度を360℃程度まで向上させることができることがわかる。

## 【0269】

次に、Ta下地層が形成されていないサンプルNo. 7及び8について説明する。

## 【0270】

表 1 に示すように、サンプル N o. 7 はサンプル N o. 4 と同じシードレイヤの C r 組成を有している。ただし前記シードレイヤの膜厚は前記サンプル N o. 7 の方がサンプル N o. 4 に比べて 1 0 Å 厚く形成されている。

## 【 0 2 7 1 】

表 1 に示すように、抵抗変化率、導電率の変化量、平均結晶粒径、耐熱温度は、サンプル N o. 7 とサンプル N o. 4 とでは、大きな違いは見られないが、若干、T a 下地層が無いサンプル N o. 7 の方がサンプル N o. 4 よりもよい結果が得られている。

## 【 0 2 7 2 】

また表 1 に示すように、サンプル N o. 8 はサンプル N o. 5 と同じシードレイヤの C r 組成を有している。ただし前記シードレイヤの膜厚は前記サンプル N o. 8 の方がサンプル N o. 5 に比べて 1 0 Å 厚く形成されている。

## 【 0 2 7 3 】

表 1 に示すように、抵抗変化率、導電率の変化量、平均結晶粒径、耐熱温度は、サンプル N o. 8 とサンプル N o. 5 とでは、大きな違いは見られないが、若干、T a 下地層が無いサンプル N o. 8 の方がサンプル N o. 5 よりもよい結果が得られている。

## 【 0 2 7 4 】

T a 下地層は、その上に形成されるシードレイヤの [ 1 1 1 ] 面配向性を良好にするには設けた方が好ましいが、サンプル N o. 7 及び 8 のように T a 下地層が無くても抵抗変化率などの諸特性においてよい結果が得られたのは、シードレイヤの膜厚を T a 下地層がある場合よりも厚く形成し、シードレイヤ表面での下地の影響を小さくしたからである。また T a 下地層のセンス電流の分流ロスが低減された効果もある。

## 【 0 2 7 5 】

このため特に T a 下地層を設けない場合には、図 1 0 に基きシードレイヤの結晶配向が面心立方構造となる範囲内において、前記シードレイヤの膜厚を厚く形成することが好ましいと思われる。

## 【 0 2 7 6 】

またシードレイヤの結晶構造は、C r 組成比と膜厚のみを決定すれば決まるものではない。特にスパッタ条件が重要である。すなわちC r 組成比と膜厚が図10に示す面心立方構造の範囲内にあるからといって、必ずしも前記結晶配向が面心立方構造になるとは限らないのである。

## 【0277】

既に説明したように、前記シードレイヤのスパッタ成膜時における基板の温度を20～100℃とし、また基板とターゲット間の距離を40～80mmとし、またスパッタ成膜時に導入されるA r ガスの圧力を0.5～3mT o r r (0.067～0.4Pa) とすることが好ましい。

## 【0278】

## 【発明の効果】

以上詳述したように本発明における交換結合膜では、シードレイヤのC r 組成比を大きくして濡れ性を向上させることができると共に、前記シードレイヤのC r 組成比に合わせて膜厚を薄くすることで、結晶構造を面心立方構造にすることができる。従って前記シードレイヤ上に積層される各層の膜面と平行方向の結晶配向を良好に{111}配向させることができると共に、前記膜面と平行方向の結晶粒径を大きくすることができる。

## 【0279】

本発明では上記の交換結合膜を磁気検出素子に適用でき、上記交換結合膜を有する磁気検出素子では、耐エレクトロマイグレーションの向上を図ることができ通電信頼性を向上させることが可能である。

## 【0280】

また本発明では抵抗変化率( $\Delta R/R$ )を向上させることができ、また導電率の変化量( $\Delta G$ )を大きくできる。またサーマルノイズの低減を図ることが可能である。

## 【0281】

さらに本発明ではフリー磁性層や磁気抵抗層の軟磁気特性を向上させることができる。

## 【0282】

前記交換結合膜を有する磁気検出素子であると、今後の高記録密度化に適切に対応することが可能になる。

【図面の簡単な説明】

【図 1】

本発明の第 1 実施形態の磁気検出素子（シングルスピンバルブ型磁気抵抗効果素子）の構造を記録媒体との対向面側から見た断面図、

【図 2】

本発明の第 2 実施形態の磁気検出素子（シングルスピンバルブ型磁気抵抗効果素子）の構造を記録媒体との対向面側から見た断面図、

【図 3】

本発明の第 3 実施形態の磁気検出素子（デュアルスピンバルブ型磁気抵抗効果素子）の構造を記録媒体との対向面側から見た断面図、

【図 4】

本発明の第 4 実施形態の磁気検出素子（AMR 型磁気抵抗効果素子）の構造を記録媒体との対向面側から見た断面図、

【図 5】

シードレイヤの濡れ性が悪い場合の前記シードレイヤ上にスパッタされる反強磁性層の原子状態を示す模式図、

【図 6】

シードレイヤの濡れ性が良い場合の前記シードレイヤ上にスパッタされる反強磁性層の原子状態を示す模式図、

【図 7】

磁気検出素子を有する薄膜磁気ヘッドの部分断面図、

【図 8】

本発明における磁気検出素子の製造方法を説明するための一工程図、

【図 9】

バルクの NiFeCr の組成比と結晶構造との関係を示すための三元図、

【図 10】

シードレイヤの膜厚及び Cr 組成比と、結晶構造との関係を示すグラフ、

【図 1 1】

シードレイヤの C r 組成比と抵抗変化率 ( $\Delta R / R$ ) との関係を示すグラフ、

【図 1 2】

シードレイヤの C r 組成比と導電率の変化量 ( $\Delta G$ ) との関係を示すグラフ、

【図 1 3】

シードレイヤの C r 組成比と固定磁性層／非磁性中間層／フリー磁性層の膜面内方向の平均結晶粒径との関係を示すグラフ、

【図 1 4】

シードレイヤの C r 組成比が異なる 3 種類のサンプルを用いた実験結果であって、アニール温度と 2 9 0 °C アニール後の抵抗変化率 ( $\Delta R / R$ ) で規格化した抵抗変化率 ( $\Delta R / R$ ) との関係を示すグラフ、

【図 1 5】

シードレイヤの C r 組成比が異なる 2 種類のサンプルを用いた実験結果であって、周囲の温度と一方向性交換バイアス磁界との関係を示すグラフ、

【図 1 6】

図 1 5 で用いた 2 種類のサンプルを用いた実験結果であって、周囲の温度と  $H_{ex}^* / H_{ex}^*$  (室温) との関係を示すグラフ、

【図 1 7】

シードレイヤの C r 組成比と耐熱温度との関係を示すグラフ、

【図 1 8】

従来における磁気検出素子を記録媒体との対向面側から見た部分断面図、

【符号の説明】

- 1 フリー磁性層
- 2 非磁性中間層
- 3 固定磁性層 (強磁性層)
- 4 反強磁性層
- 5 ハードバイアス層
- 6 下地層
- 7 保護層

8 電極層

1 5 バックド層

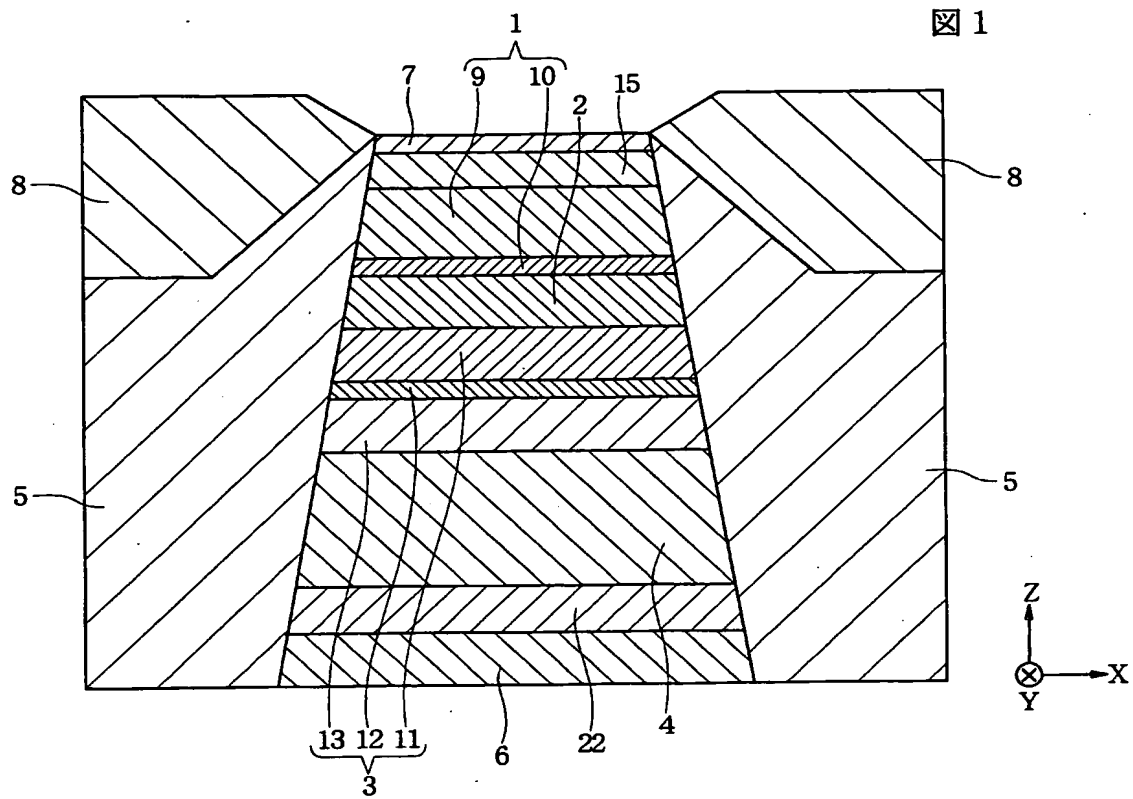
2 2 シードレイヤ

2 5 基板



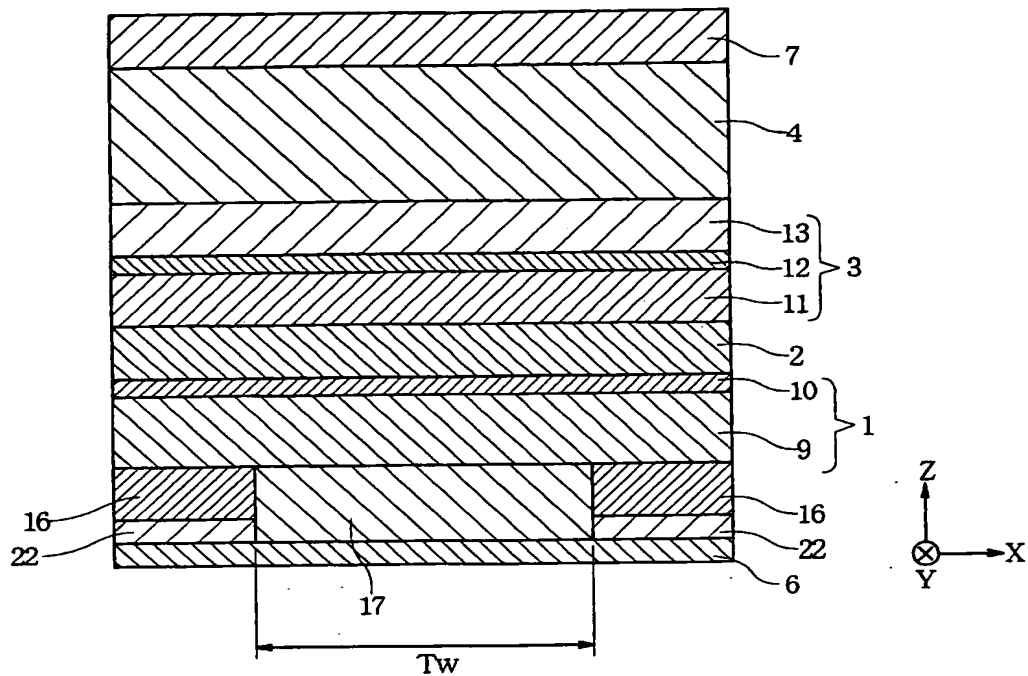
【書類名】 図面

【図 1】



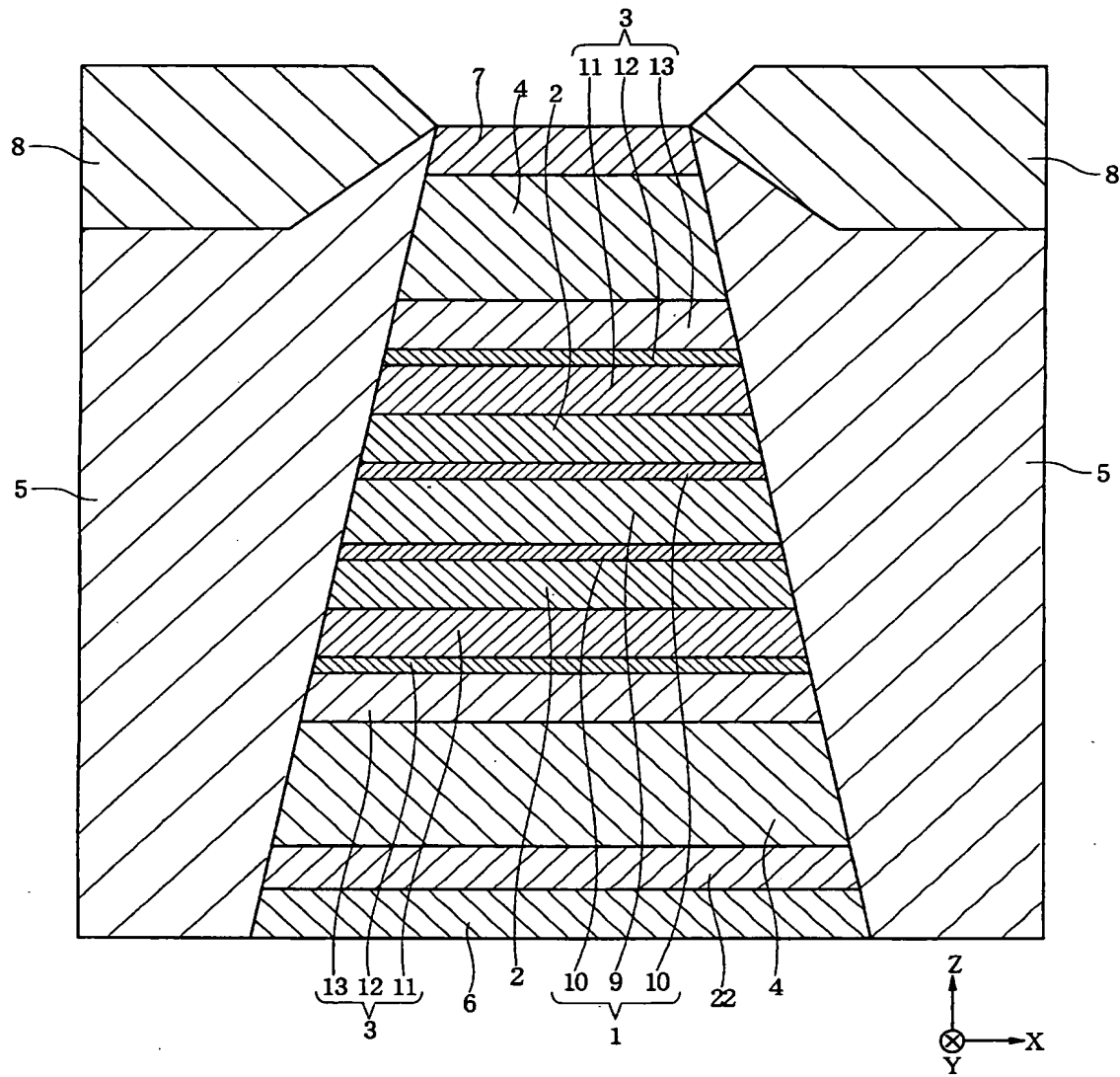
【図 2】

図 2



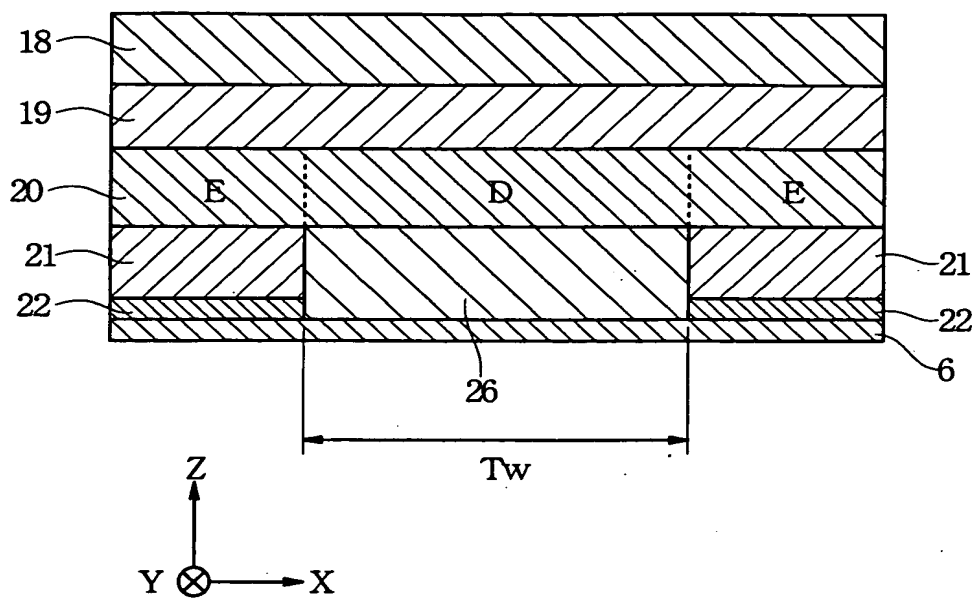
【図 3】

図 3



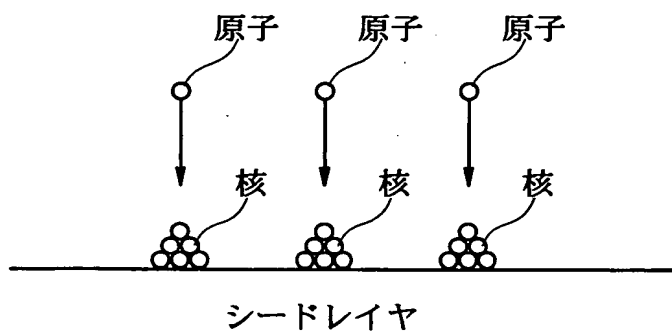
【図 4】

図 4

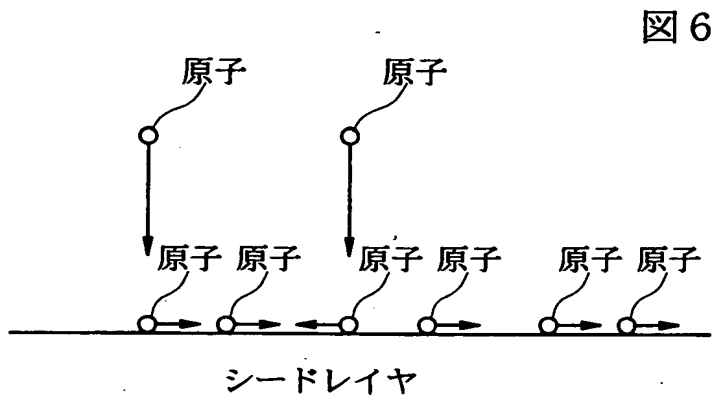


【図 5】

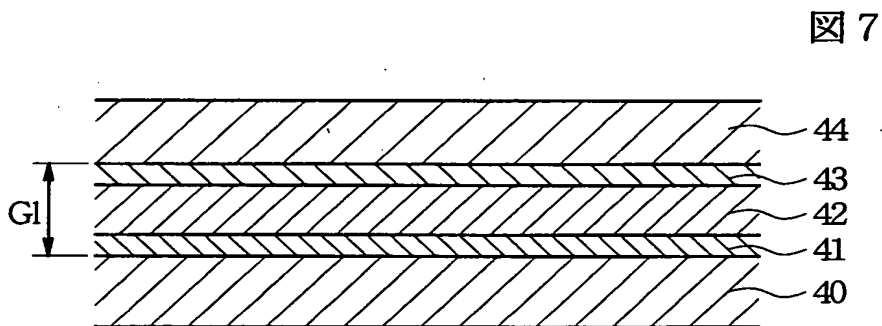
図 5



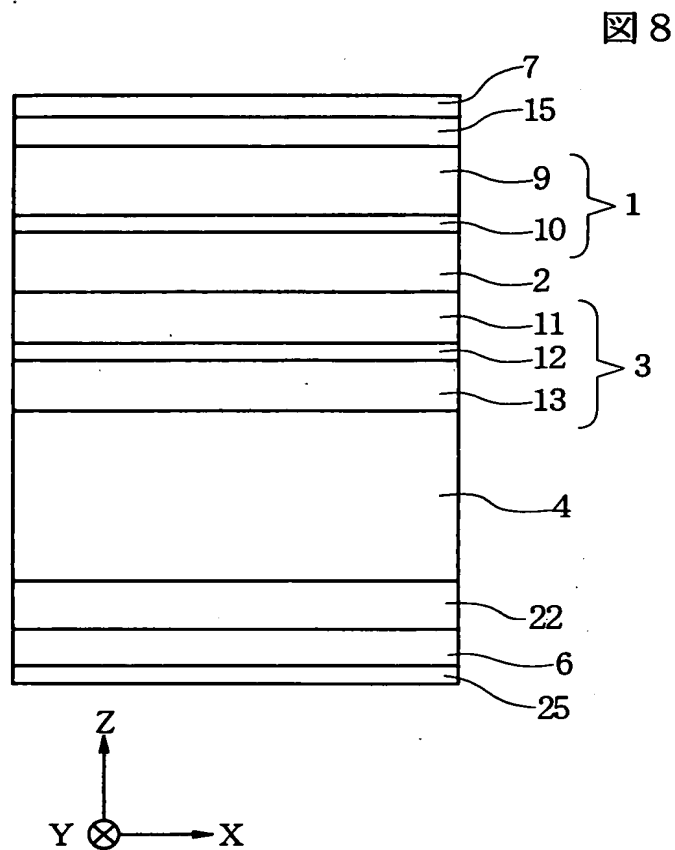
【図 6】



【図 7】

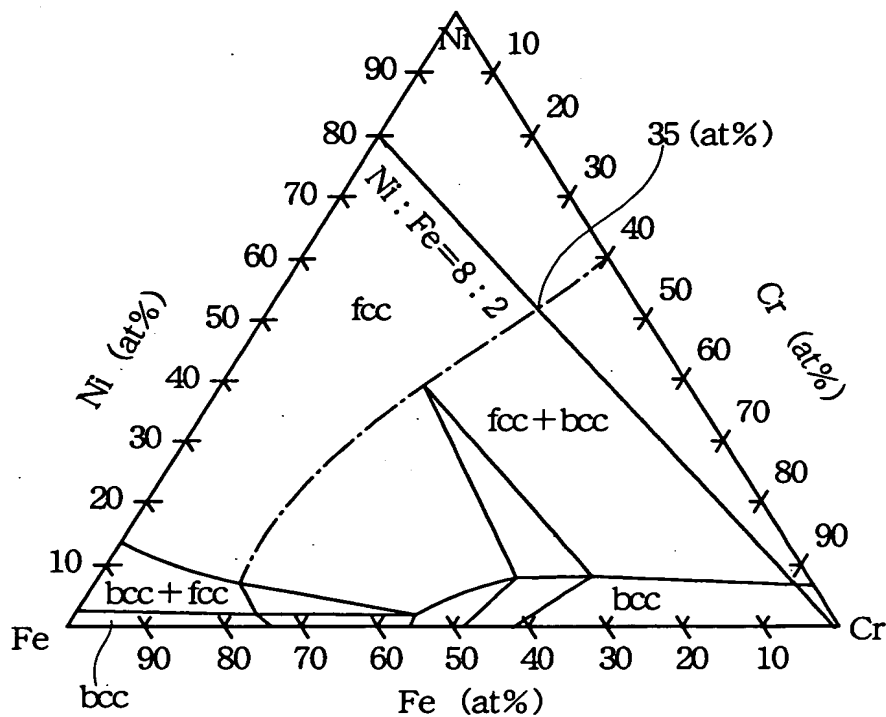


【図 8】



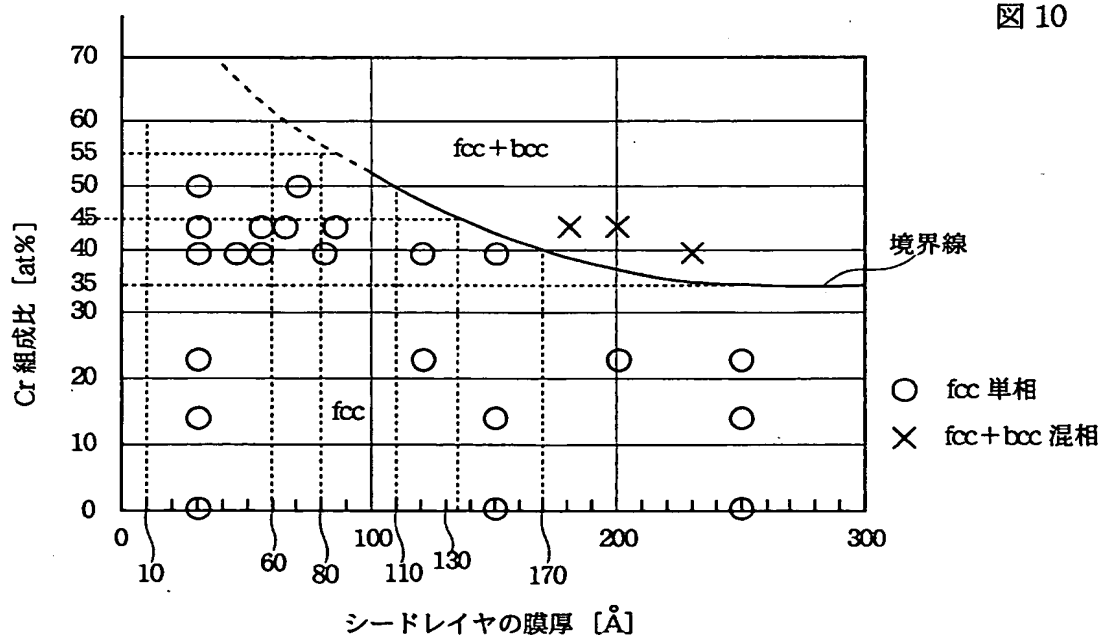
【図 9】

図 9



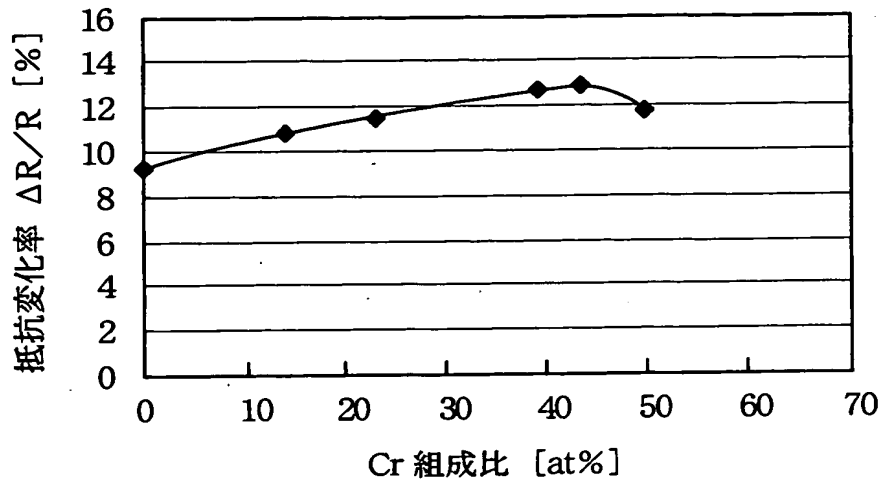
【図 10】

図 10



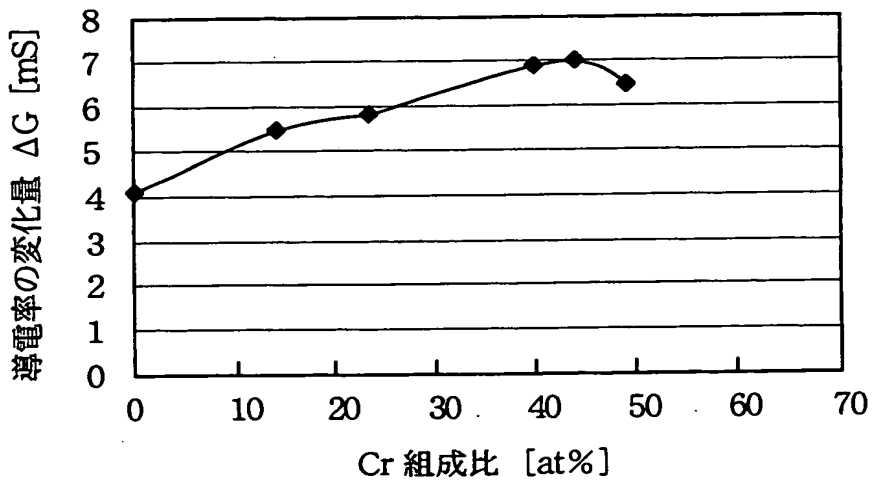
【図 1 1】

図 11



【図 1 2】

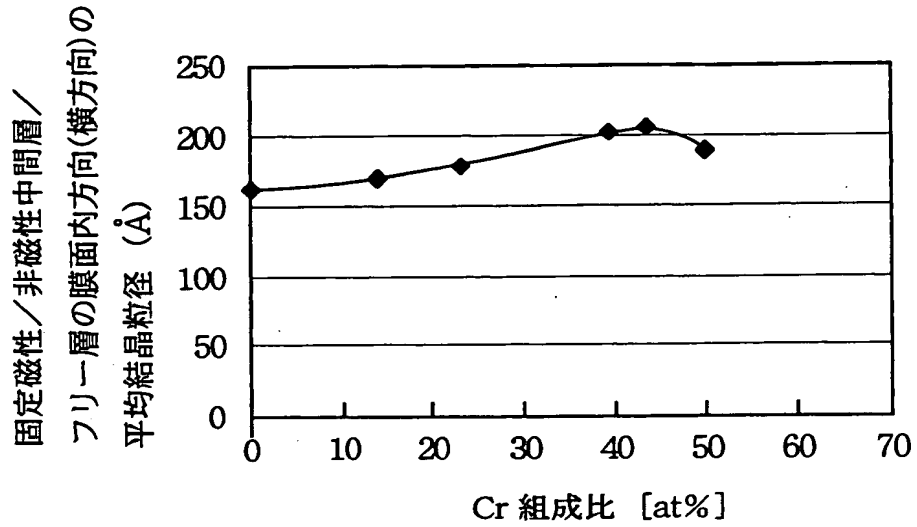
図 12





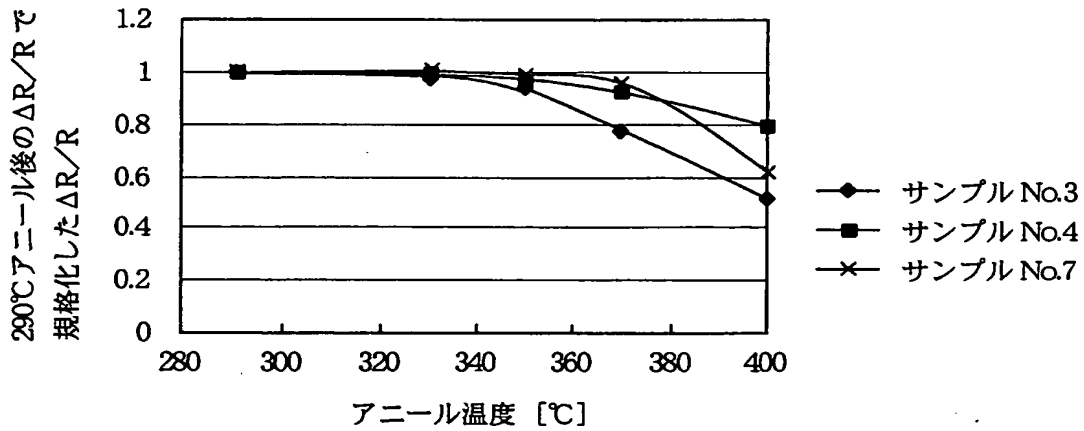
【図 13】

図 13

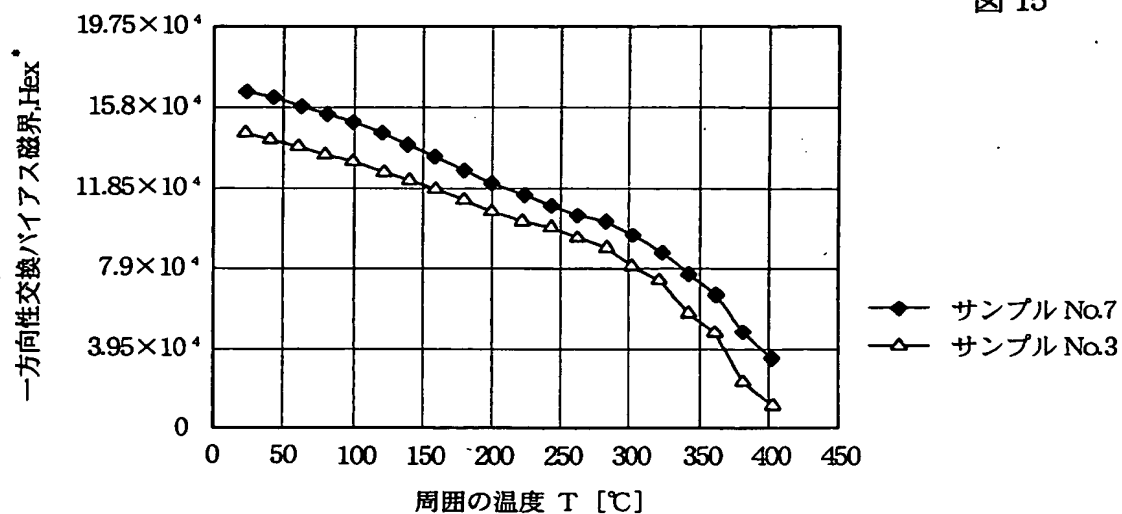


【図 14】

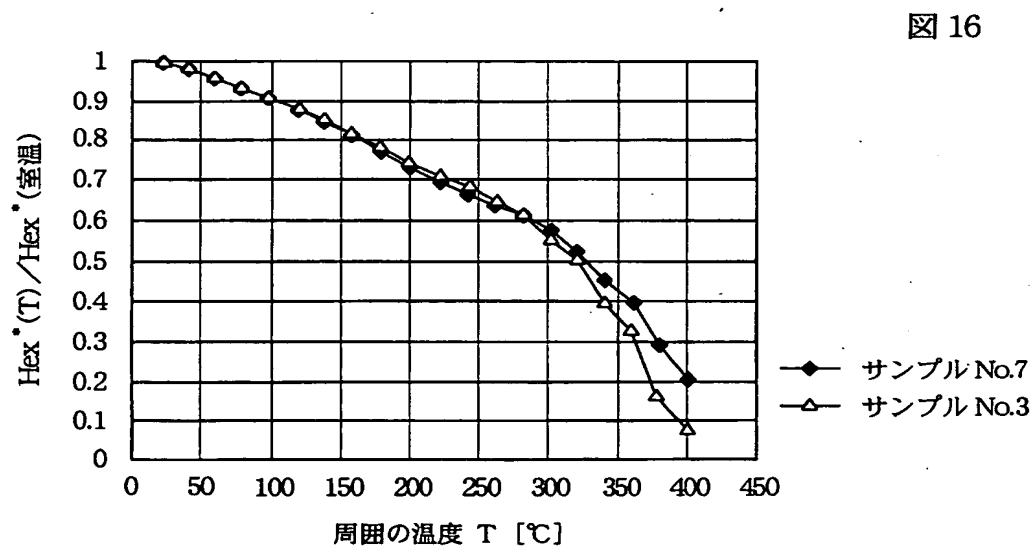
図 14



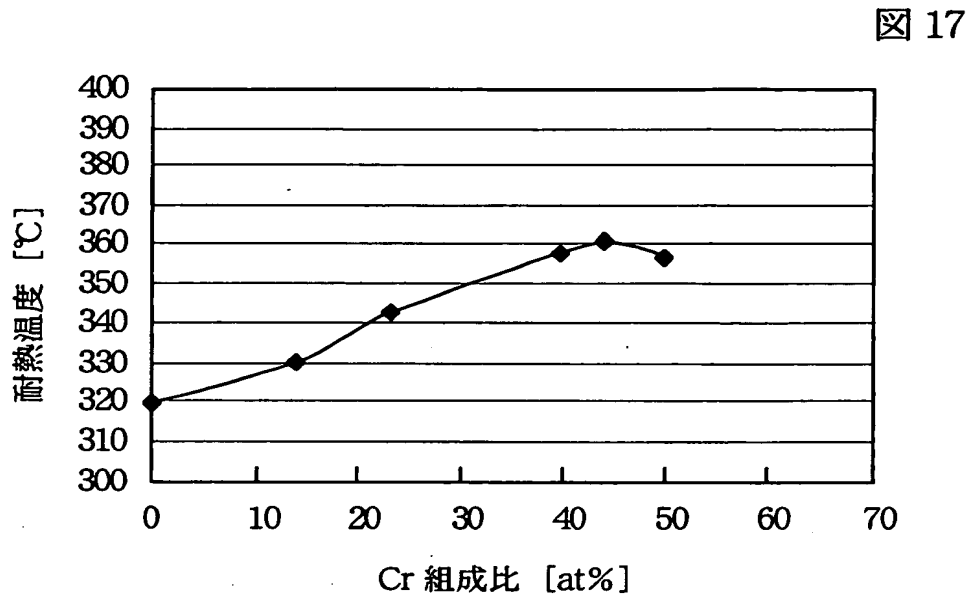
【図 15】



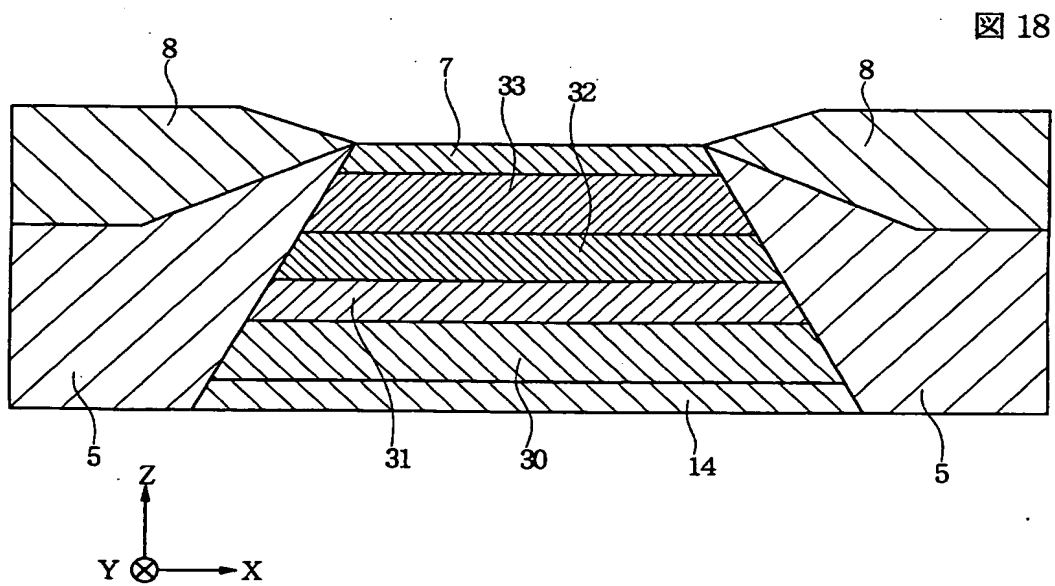
【図 16】



【図 1 7】



【図 1 8】



【書類名】 要約書

【要約】

【目的】 従来におけるシードレイヤではC rの組成比は3 5 a t %以下から4 0 a t %以下であったが、今後の高記録密度化に適切に対応するには前記C rの組成比を大きくして前記シードレイヤ表面の濡れ性を高める必要があった。

【構成】 シードレイヤ2 2のC r組成比を3 5 a t %以上で6 0 a t %以下とし、膜厚を1 0 Å以上で2 0 0 Å以下の範囲内で形成し、さらにスパッタ条件などを適正化して結晶構造を面心立方構造のみで構成する。これにより面心立方構造を保ちながらシードレイヤ表面の濡れ性を向上させることができ、抵抗変化率( $\Delta R/R$ )などを従来よりも向上させることが可能になる。

【選択図】 図 1

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [000010098]

1. 変更年月日 1990年 8月27日  
[変更理由] 新規登録  
住 所 東京都大田区雪谷大塚町1番7号  
氏 名 アルプス電気株式会社